

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**RESISTÊNCIA A EROSÃO POR CAVITAÇÃO DE REVESTIMENTOS
DEPOSITADOS POR SOLDAGEM E ASPERSÃO TÉRMICA**

**TESE SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR EM ENGENHARIA
MECÂNICA**

LEONARDO FABIÁN BOCCANERA

FLORIANÓPOLIS – SC, DEZEMBRO DE 1999

**RESISTÊNCIA A EROSÃO POR CAVITAÇÃO DE REVESTIMENTOS DEPOSITADOS
POR SOLDAGEM E ASPERSÃO TÉRMICA**

LEONARDO FABIÁN BOCCANERA

**ESTA TESE FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE DOUTOR EM
ENGENHARIA**

**ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA E APROVADA EM SUA FORMA FINAL
PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

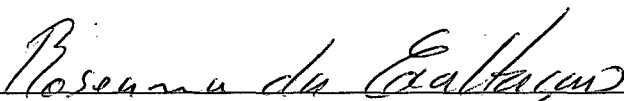


Prof. Júlio César Passos - Coordenador do Curso, Dr Eng.

BANCA EXAMINADORA



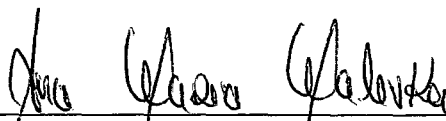
Prof. Augusto J. A. Buschinelli, Dr-Ing – Orientador



Profa. Roseana da Exaltação Trévisan, Ph. D.



Profa. Ana Sofia Climaco Monteiro de Oliveira, Ph D.



Profa. Ana Maria Maliska, Dr. Enga.



Prof. Pedro Amedeo Nanetti Bernardini, Dr. Engo.

***La utopia está en el horizonte.
Cuando yo camino dos pasos
ella se aleja dos pasos.
Yo camino diez pasos
y ella esta diez pasos más lejos.***

¿ Para que sirve la utopia ?

¡¡ Sirve para eso, para caminar !!

Eduardo Galeano

(Que sería la humanidad sin utopias)

***A mis padres,
Iris (in memoriam) y Rodolfo.***

Agradecimentos / Danksagung

Agradeço a todas as pessoas e instituições que de uma forma u outra contribuíram na realização deste trabalho e de forma especial:

- A minha família, e em especial a meus pais Rodolfo e Iris (in memoriam), pelo constante apoio;
- Ao Prof. Augusto Buschinelli, pela paciência, a valiosa orientação e esplendida contribuição para que este trabalho expressasse o seu conteúdo de forma clara e objetiva;
- Herrn Prof. Heinrich Kreye möchte ich ganz besonders danken. Für die Aufgabenstellung und die Förderung dieser Arbeit sowie viel Geduld und Aufmerksamkeit bedanke ich mich sehr herzlich.
- À CAPES, CNPq, UFSC, ELETROSUL, COPEL, Labsolda e Labmat do Brasil e Ministerio de Educación y Cultura da Argentina;
- Ich danke die Volkswagen Stiftung für die finanzielle Unterstützung der Arbeit und die Uni Bw-Hamburg, die Firmen RHV Technik und Linde AG für die experimentelle Durchführung;
- Ao colega Sergio Barra, Mestre do Labsolda, pela contribuição indispensável, apoio, empenho e dedicação na preparação e realização da soldagem;
- Ao Prof. Carlos Niño, Eng. Ruy Pacheco e ao bolsista Carlos Porfírio pela força, e realização das mais variadas tarefas que fizeram parte deste trabalho;
- Herrn. Dipl.-Ing. Rainer Schwetzke möchte ich mich, für die Hilfe bei Durchführung dieser Untersuchungen bedanken;
- Colegas da pós-graduação e bolsistas do Labsolda;
- Kollegen von Uni Bw-Hamburg.
- Ao povo Brasileiro pela sua hospitalidade e cordialidade.....MUITO OBRIGADO...!!

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	viii
LISTA DE TABELAS	xiii
RESUMO	xiv
ABSTRACT	xv
SIMBOLOGIA	xvi
1.- INTRODUÇÃO	1
1.1.- Estado da arte	1
1.2.- Objetivos	6
1.3.- Contribuição científica pretendida	8
2.- FENÔMENO DA CAVITAÇÃO	10
2.1.- Apresentação do problema	10
2.2.- Etapas no desenvolvimento o dano	12
2.3.- Avaliação da erosão por cavitação em laboratório e sua correlação com ensaios de campo	15
3.- COMPORTAMENTO À EROSÃO POR CAVITAÇÃO DOS MATERIAS	18
3.1.- Classificação dos materiais segundo seu comportamento	18
3.2.- Erosão por cavitação de materiais maciços	19
3.2.1.- Propriedades mecânicas e resistência à erosão por cavitação	19
3.2.2.- Relação entre a resistência à cavitação e a microestrutura	23
3.2.3.- Mecanismos de resistência de aços inoxidáveis austeníticos	27
3.2.4.- Alteração da resistência à cavitação dos revestimentos	35
3.3.- Características dos materiais aspergidos e sua relação com a resistência à erosão por cavitação	40
3.3.1.- Introdução	40
3.3.2.- Erosão por cavitação dos revestimentos aspergidos	46
3.4.- Efeito do acabamento superficial e porosidade	51

4.- METODOLOGIA EXPERIMENTAL	53
4.1.- Materiais e processos de revestimento	53
4.1.1.- Materiais	53
4.1.2.- Processos de soldagem	55
4.1.3.- Processos de aspersão térmica	59
4.2.- Corpos de prova	61
4.3.- Tratamentos térmicos, refusão por TIG e pré-deformação	61
4.3.1.- Tratamento térmico	61
4.3.2.- Refusão por TIG	62
4.3.3.- Pré - deformação	63
4.4.- Caracterização microestrutural	64
4.5.- Ensaio de cavitação	67
4.5.1.- Método de ensaio	67
4.5.2.- Determinação da resposta à cavitação dos revestimentos	68
4.5.3.- Variação da composição química entre camadas	70
5.- ANÁLISE DO DESEMPENHO DE REVESTIMENTOS SOLDADOS	72
5.1.- Comparação entre revestimentos soldados por eletrodo revestido e arame tubular	72
5.2.- Otimização da resistência à cavitação dos revestimentos	78
5.2.1.- Soldagem automatizada por MIG térmico e tecimento	78
5.2.2.- Refusão por TIG e Tratamentos Térmicos	80
5.2.3.- Controle do acabamento superficial e porosidade	87
5.3.- Efeito da precipitação de carbonetos	91
5.4.- Efeito da influência do tipo e teor de inicial de martensita	93
5.5.- Mecanismos de resistência dos revestimentos inoxidáveis austeníticos ao Co	98

6.- ANÁLISE DO DESEMPENHO DE REVESTIMENTOS ASPERGIDOS	102
6.1.- Comparação entre revestimentos aspergidos por ASP e HVOF	102
6.2.- Efeito da condição superficial nos revestimentos aspergidos	105
6.3.- Comportamento à cavitação e sua relação com a microestrutura	106
6.3.1.- Caracterização microestrutural das camadas aspergidas	106
6.3.2.- Observações sobre os mecanismos de erosão	112
7.- COMENTÁRIOS, CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES FINAIS	116
7.1.- Nível de resistência de revestimentos soldados ou aspergidos perante materiais maciços	116
7.2 Conclusões	118
7.3.- Recomendações	122
8.- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	123

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1:	Performance de materiais base e revestimentos soldados	3
Figura 1.2:	Custos comparativos de aplicação entre soldagem e aspersão térmica (HVOF e material Steellite 6)	5
Figura 2.1:	Formação e colapso de bolhas próxima à parede	10
Figura 2.2:	Zona erodida de uma turbina Francis	12
Figura 2.3:	Evolução típica do dano da erosão por cavitação	13
Figura 3.1:	Correlação do coef. De resist. à fadiga σ'_f e tempo de incubação	21
Figura 3.2:	Correlação entre $\sigma'_f * n'$ e a máxima taxa de erosão	21
Figura 3.3:	Correlação entre o parâmetro combinado $(\sigma_f * n')$ e EFE para alguns materiais e ligas	22
Figura 3.4:	Taxa de erosão dos materiais em função do Creq e Nieq.	25
Figura 3.5:	Transformação martensítica $\gamma \rightarrow \alpha'$ medida em teste de tração com medidor magnético.	28
Figura 3.6:	Mecanismos de deformação em função da EFE.	30
Figura 3.7:	Transformações de fases em função do conteúdo de Mn.	32
Figura 3.8:	Comportamento do Irecal durante o ensaio à cavitação por método de jato de água nas condições como soldado e refundido.	37
Figura 3.9:	Período de incubação do aço X35 com tratamentos diferentes	39
Figura 3.10:	Esquema da formação das camadas aspergidas.	41
Figura 3.11:	Esquema do sistema de aspersão térmica por Arco (ASP)	42
Figura 3.12:	Esquema do processo de aspersão à chama HVOF correspondente ao sistema DJ 2600	43
Figura 3.13:	Velocidade média e temperatura estimada em função do gás de combustão	44
Figura 3.14:	Fontes de oxidação	45
Figura 3.15:	Correlação da dureza e a taxa de erosão.	47
Figura 3.16 :	Performance de materiais aspergidos comparados com materiais maciços / soldados.	49
Figura 3.17:	Mudanças na PME (profundidade média de penetração), R_a , R_{rms} e R_{max} sobre a superfície de um aço 304	52
Figura 3.18:	Comparação da conduta à cavitação de revestimentos com as superfícies aspergidas e polidas	53
Figura 4.1:	Caraterísticas das ondas de pulso de corrente	55
Figura 4.2:	Caraterística do pulso em pulsação térmica	56
Figura 4.3:	Corpos de prova soldados: (Esq.) Para ensaio de cavitação; (Dir.) Para avaliação do efeito da diluição	59

Figura 4.4:	Dispositivo para revestimento por aspersão com indicação da seqüência e separação dos passes	60
Figura 4.5:	Ilustração da aspersão em água	61
Figura 4.6:	Esquema de refusão por TIG	62
Figura 4.7:	Esquema indicativo entre a direção de laminação e a de soldagem.	64
Figura 4.8:	Dispositivo de ensaio de cavitação acelerada: Método direto (Esquerda) e Indireto (Direita).	68
Figura 4.9:	Curvas características (perda de massa e taxa de erosão) de um revestimento maciço / soldado no ensaio de cavitação	69
Figura 5.1:	Performance à cavitação da chapa de aço inoxidável 316 e revestimentos AWS 309L-16 e inoxidável austenítico ao Co (ER e AT)	73
Figura 5.2:	Variação do perfil de diluição na soldagem com pulsação térmica.	74
Figura 5.3:	Macrografia da superfície mostrando as “escamas”.	75
Figura 5.4:	Diferença de desgaste e composição entre as zonas B e C	75
Figura 5.5:	a) Variação da composição química nas diferentes camadas. b) Seção transversal à solda. Desgaste diferenciado entre as camadas de amanteigamento e revestimento soldado com MIG (AT)	76
Figura 5.6:	Variação da rugosidade (R_y) durante o período de incubação para 3 camadas de: (a) AT (MIG) e (b) ER (SMAW)	77
Figura 5.7:	Comportamento dos revestimentos austeníticos ao Co soldados com MIG térmico sem e com tecimento (1 e 2 Hz)	79
Figura 5.8:	Transformações de fases nos revestimentos soldados com pulso térmico sem e com tecimento	80
Figura 5.9:	Efeito da refusão por TIG e tratamentos térmicos sobre o comportamento dos revestimentos austeníticos ao Co	81
Figura 5.10:	Revestimento soldado com processo MIG: a) PN, (26 kJ/cm), ASTM 4. b) PT (9,5 kJ/cm), ASTM 5	82
Figura 5.11:	Comportamento do revestimento de aço austenítico ao Co em função do tamanho de grão	83
Figura 5.12:	Difractograma do revestimento após 45 hs de ensaio à cavitação	84
Figura 5.13:	Fases formadas durante o período de incubação (10 h) e regime permanente (45 h) com relação ao tamanho de grão no revestimento	85
Figura 5.14:	Variação da dureza durante o ensaio nos revestimentos soldados MIG pulsado e térmico, e refundido por TIG	86

Figura 5.15:	Penetração da dureza desde a superfície nos revestimentos soldados com PN, PT e refusão por TIG (6 kJ/cm). 45 hs de ensaio	87
Figura 5.16:	Efeito do acabamento superficial e da porosidade sobre a resistência à cavitação do revestimento AWS E309L-16	88
Figura 5.17:	Performance à cavitação do revestimento austenítico ao Co para distintos tamanhos e densidades de poros e acabamentos diferentes	89
Figura 5.18:	Efeito de riscos de lixa após 5 horas de ensaio a) lixa 240 e b) lixa 1000	90
Figura 5.19:	a) Maclas no contorno do poro. 3 hs de ensaio; b) Erosão no contorno do poro. 3hs de ensaio e c) Detalhe da figura anterior, destacando a orientação dos dimples no contorno	91
Figura 5.20:	Precipitação de carbonetos a 700 °C a) 2 horas e b) 6 horas	91
Figura 5.21:	Comportamento à cavitação do revestimento austenítico ao Co na condição soldada PT e tratado termicamente	92
Figura 5.22:	Cavidade intergranular associada ao carboneto em revestimento Tratado a 700 °C para 3 horas de ensaio	93
Figura 5.23:	Efeito do tratamento subzero e da pré-deformação sobre o comportamento de revestimentos soldados	94
Figura 5.24:	Microestrutura dos CP pré-deformados a) 10% e b) 20%	94
Figura 5.25:	Difratograma para 30% de pré-deformação	95
Figura 5.26:	Difratograma para corpo de prova resfriado a -196 °C	95
Figura 5.27:	Volumes relativos das fases após 10 hrs de ensaio nos revestimentos como soldado PT, pré-deformados e resfriado sub-zero	96
Figura 5.28:	Dureza inicial da superfície e aumento no período de incubação para revestimentos com diferentes tratamentos prévios	97
Figura 5.29:	Martensita α' na interseção das placas de martensita ϵ	98
Figura 5.30:	: Macias formadas durante o período de incubação (2 hs).	99
Figura 5.31:	Início da erosão em contornos de grão e maclas.	99
Figura 5.32:	Camada transformada no início do ensaio	100
Figura 5.33:	Camada transformada para 15 hs de ensaio	100
Figura 5.34:	Desprendimento de material durante a transição	101
Figura 5.35:	Cavidades durante o regime permanente e microtrincas no interior	101
Figura 5.36:	Regime permanente	101
Figura 5.37:	Estrias de fadiga	101

Figura 6.1:	Performance de diferentes revestimentos depositados pelos processos ASP e HVOF em relação ao material maciço (AISI 316)	102
Figura 6.2:	Desempenho dos revestimentos Steellite 6 e MCrAlY aspergidos por HVOF	103
Figura 6.3:	Performance dos revestimentos aspergidos por ASP	104
Figura 6.4:	Taxa inicial e final de erosão dos revestimentos na condição aspergida	105
Figura 6.5:	Efeito do acabamento superficial sobre revestimento Corodur aspergido por ASP	106
Figura 6.6:	Camada de aço inoxidável austenítico ao Co aspergido por ASP	107
Figura 6.7:	Óxidos e partículas semi - fundidas em camada de liga SS-2	107
Figura 6.8:	Camada aspergida através de atomização fina	107
Figura 6.9:	Óxidos e partículas semi – fundidas em camada	107
Figura 6.10:	Morfologia e tamanho das partículas aspergidas com parâmetros standard e otimizados. MEV, emissão SE	108
Figura 6.11:	Microestrutura das partículas fundidas e semi fundidas. MEV, emissão BSE.	108
Figura 6.12:	Trincas, óxidos e partículas semi-fundidas em camada de Stelloy 60G aspergido por ASP .	108
Figura 6.13:	Óxidos e trincas em Stelloy 60 G	108
Figura 6.14:	Aspecto geral da camada de X43Cr13 aspergido por ASP. Óxidos e poros	109
Figura 6.15:	Partículas semi - fundidas poros e óxidos em camada de X43Cr13 aspergida por ASP.	109
Figura 6.16:	Aspecto geral da camada de Corodur aspergido por ASP. Óxidos e poros	109
Figura 6.17:	Corodur. ASP. Óxidos, poros e partículas semi - fundidas	109
Figura 6.18:	Camada de Steellite 6 aspergido por HVOF. Separação entre camada e substrato	111
Figura 6.19:	Óxidos e poros entre camadas	111
Figura 6.20:	Aspecto geral da camada de MCrAlY aspergido por HVOF	111
Figura 6.21:	Óxidos e poros entre camadas.	111
Figura 6.22:	Aspecto geral da camada de 316 aspergido por HVOF.	112
Figura 6.23:	Óxidos e poros entre camadas	112
Figura 6.24:	Aspecto das camadas após 5 hs de ensaio: a-b) Revestimento AISI 316 aspergido por HVOF: Trincas e morfologia. c) Aço inox austenítico ao Co aspergido por ASP: Cavidades e trincas	113

- Figura 6.25: Relação entre a dureza e a taxa de erosão para materiais aspergidos por FS, ASP e HVOF 114
- Figura 7.1: Esquema comparativo das taxas de erosão entre materiais depositados por soldagem e aspersão térmica comparados com materiais maciços. 116

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1:	Comportamento dos materiais maciços à cavitação	18
Tabela 3.2:	Parâmetros característicos dos processo de AT.	44
Tabela 3.3 :	Propriedades das camadas de revestimento de WC-Co.	50
Tabela 4.1:	Composição química (%peso) dos consumíveis para soldagem	54
Tabela 4.2:	Composição química (% peso) nominal dos revestimentos aspergidos	54
Tabela 4.3:	Parâmetros utilizados para soldagem	57
Tabela 4.4:	Parâmetros utilizados para processo a ASP	58
Tabela 4.5:	Parâmetros utilizados para o processo HVOF	58
Tabela 4.6:	Parâmetros de refusão por TIG	63

RESUMO

Neste trabalho é realizado um estudo comparativo da resistência à erosão por cavitação de diferentes materiais depositados por soldagem e por aspersão térmica. Na avaliação da resistência dos revestimentos foi utilizado o ensaio vibratório ultrassônico segundo a norma ASTM G 32. A morfologia e a microestrutura de vários revestimentos foram analisados utilizando microscopia ótica, de varredura, de transmissão, raios - X e medições de dureza.

Tomando o aço inoxidável AISI 316 como material maciço de referência, para cada revestimento foram determinados o período de incubação, a taxa de erosão em regime permanente e a perda total de massa. Em relação à soldagem manual SMAW (Shielding Manual Arc Welding), o processo GMAW (Gas Metal Arc Welding) automatizado confere desempenho superior aos depósitos de aços inoxidáveis austeníticos ligados ao Co. O refino microestrutural, a baixa diluição, os volumes relativos de fases (γ , ϵ , α') e a ausência de defeitos estruturais são os principais fatores que controlam a resistência do material. São discutidos os efeitos da refusão por TIG (Tungsten Inert Gas) e de tratamentos térmicos ou mecânicos prévios na resistência do revestimento soldado. Compararam-se esses resultados ao comportamento de camadas de X43Cr13, Corodur, Stelloy 60G e aço inoxidável austenítico ao Co depositadas por aspersão térmica por arco-elétrico e de Steilite 6 e MCrAlY pelo processo à chama de alta velocidade (HVOF). Apesar da resistência à erosão das camadas aspergidas ser limitada pela presença de poros, microtrincas e óxidos, o desempenho alcançado com o sistema HVOF de última geração, recomendam o seu emprego em locais menos solicitados à cavitação.

ABSTRACT

The cavitation resistance of various welded and thermal sprayed coatings was compared using the vibratory ultrasonic test according to ASTM G32. The microstructure of various coatings were analyzed by means of optical, scanning, transmission electron microscopy and hardness.

Taking the AISI 316 steel as a reference material, for each coating the incubation period, the steady state erosion rate and weight loss were determined. It was shown that the superior performance of Co-alloyed austenitic stainless steels can be further increased through the evolution from manual SMAW to automatic GMAW. Grain refining, low dilution, phases proportion (γ , ϵ , α) and absence of welding defects are the most relevant factors to be controlled. The effects of TIG remelting and previous thermal and mechanical treatments on cavitation erosion resistance were discussed. These results were compared to the behaviour of arc sprayed X43Cr13, Corodur, Stelloy 60 G and Co- alloyed austenitic stainless steels and high-velocity oxy-fuel (HVOF) sprayed Steellite 6 and MCrAlY coatings. The erosion resistance of the thermal sprayed coatings is limited by pores, microcracks and oxides present in these coatings. The use of the latest generation HVOF systems was recommended for low cavitation erosion.

SIMBOLOGIA

(A)	= Amper
AISI	= "Americam Iron and Steel Institute"
AM	= Arame Maciço
ASP	= "Arc Spray Process"
ASTM	= "Americam Society for Testing and Materials"
AT	= Arame Tubular
AWS	= "American Welding Society"
Bar	= Unidade de pressão
(cm/min)	= Centímetros / min
°C	= Graus Celcius
CC(-)	= Corrente contínua polaridade direta
cfc	= Cúbica de faces centradas
(cm ³)	= Centímetros cúbicos
Creq	= Cromo equivalente
DJ	= Diamont Jet
dm/dt (min)	= Taxa de erosão em regime permanente
dm/dt (max)	= Máxima taxa de erosão
E	= Deformação
EFE	= Energia de falha de empilhamento
ER	= Eletrodo Revestido
Et al	= Et alli (e outros)
FE	= Falha de empilhamento
FS	= "Flame Spray"
GMAW	= "Gas Metal Arc Welding"
(g/min)	= Gramas / minutos
GPA	= Giga Pascal
HVOF	= "High Velocity Oxi-Fuel"
hc	= Hexagonal compacta
Hk	= Dureza Knoop
HV	= Dureza Vickers
Hz	= "Hertz"

Ib	= Corrente da fase de base
I _p	= Corrente da fase de pulso
I _{mb}	= Corrente média da fase de base térmica
I _{mp}	= Corrente média da fase de pulso térmico
IRECA	= “Improved Resistance to Cavitation”
(kJ/cm)	= Quilo Joule / centímetros
(kg / hs)	= Quilogramas / hora
(Kv)	= Qilo volts
LABSOLDA	= Laboratório de Soldagem
Md ₃₀	= Temperatura de inicio de transformação martensítica por deformação
MIG	= “Metal Inert Gas”
MPa	= Mega Pascal
Ms	= Temperatura de inicio de transformação martensítica
MEV	= Microscópio eletrónico de varredura
(mA)	= Miliamper
(ms)	= Milisegundos
(m/min)	= Metros / minutos
mg	= Miligramas
(mg/h)	= miligramas / hora
(m ³ /h)	= Metro cúbico / hora
(mJ/m ²)	= Milijoule / metro quadrado
°/min	= Graus / minutos
(mm ³)	= Milímetros cubicos
Nieq	= Níquel equivalente
PI	= Período de incubação
Pliq	= Pressão de líquido
PME	= Profundidade média de erosão
PN	= Pulso normal
PT	= Pulso térmico
Pvap	= Pressão de vaporização do fluido
Q	= Aporte Térmico
R _a	= Desvio médio aritmético
R _{max}	= Altura máxima da rugosidade

RP	= Regime permanente
SMAW	= "Shielding Manual Arc Welding"
SS-1	= Eletrodo revestido de aço inoxidável austenítico ao Co
SS-2	= Arame tubular de aço inoxidável austenítico ao Co
SS-2af	= Deposição do arame de aço inox austenítico ao Co por processo ASP utilizando parâmetros de atomização fina.
Tb	= Tempo de base
TEM	= "Transmission Electron Microscopy"
TIG	= "Tungsten Inert Gas"
Tp	= Tempo de pulso
TT	= Tratamento térmico
UFSC	= Universidade Federal de Santa Catarina
Uni Bw	= Universität der Bundeswehr
Va	= Velocidade do arame
Vs	= Velocidade de solda
V2-A	= Reagente químico
W	= "Watts"
σ'	= Coeficiente de resistência à fadiga
N'	= Endurecimento cíclico por deformação
γ	= Austenita
α' / ε	= Martensitas
(μm)	= "Microns"
(Δm)	= Variação da massa em cada período de ensaio

1.- INTRODUÇÃO

1.1.- Estado da arte

De acordo com a norma ASTM G32 [1992], a erosão por cavitação se define como a perda progressiva de material de uma superfície sólida, em consequência do colapso de bolhas de vapor formadas num líquido à pressão e temperaturas críticas.

Dentre os elementos que sofrem cavitação, podemos mencionar: turbinas e partes do sistema hidráulico de geração de energia, camisas de motores diesel, pistões de servomotores, cabeças de válvulas, bombas hidráulicas, tubulações, hélices de barcos, entre outros.

No caso de rotores de turbinas, o perfil de suas pás deve ser projetado para apresentar grande eficiência hidráulica e condições de escoamento adequadas, minimizando a erosão por cavitação nas condições de funcionamento. Em termos práticos, para os projetistas e construtores, isso significa não resignar eficiência hidráulica, admitindo a ocorrência da cavitação, porém mantendo-a sobre controle através de reparos periódicos.

A cada ano são gastos milhares de dólares na manutenção contra a cavitação em centrais hidroelétricas, utilizando processos de soldagem convencionais durante o reparo. Segundo Procopiak et al. [1995], para a Companhia Paraense de Energia - COPEL na Usina Governador Bento Muñoz da Rocha, o custo de recuperação por turbina através de deposição manual (1000 kg de material em 16 dias de trabalho) varia entre US\$ 100.000 e 170.000. Além disso, deve-se adicionar o lucro cessante que, no caso de uma máquina de grande porte parada em horário de elevada demanda, pode ultrapassar os US\$ 20.000 por hora.

Nas últimas décadas, a evolução nas áreas dos materiais e processos de aplicação tem permitido avanços importantes no combate à erosão dos elementos do sistema gerador de energia elétrica. Antigamente, os rotores eram construídos de aço carbono ASTM A 27, mas a partir de 1980 vêm sendo substituídos por rotores fabricados em aços inoxidáveis martensíticos macios (11-13% Cr, 1-6%Ni), sendo o mais tradicional o CA-6NM, material de maior resistência à cavitação (Aktar, 1985). Apesar disso, no Brasil, cerca de 33 % das turbinas instaladas apresentam sérios problemas de erosão por cavitação e precisam de manutenção periódica (Albertazi et al, 1996).

No que tange aos consumíveis para soldagem, tradicionalmente as áreas sujeitas à cavitação eram recuperadas e protegidas por revestimentos de aço inoxidável austenítico dos tipos AWS E-308 ou 309. Revestimentos soldados com ligas Co-Cr (Steilites), de alto teor de cobalto, são conhecidos há muito tempo pela sua alta resistência à cavitação, no entanto seu preço é proibitivo na maioria dos casos, justamente por causa do cobalto. Essas ligas, desde o final da década do 80, começaram a ser modificadas, existindo, hoje, no mercado, aços inoxidáveis austeníticos ao Co (Fe-Cr-Mn-Co), de resistência similar às ligas Co-Cr, mas de custo bem inferior. Esses materiais representam uma grande evolução no combate à cavitação, prolongando o período de funcionamento dos equipamentos.

Na figura 1.1 mostra-se o comportamento à cavitação de materiais utilizados na construção e no reparo de turbinas hidráulicas.

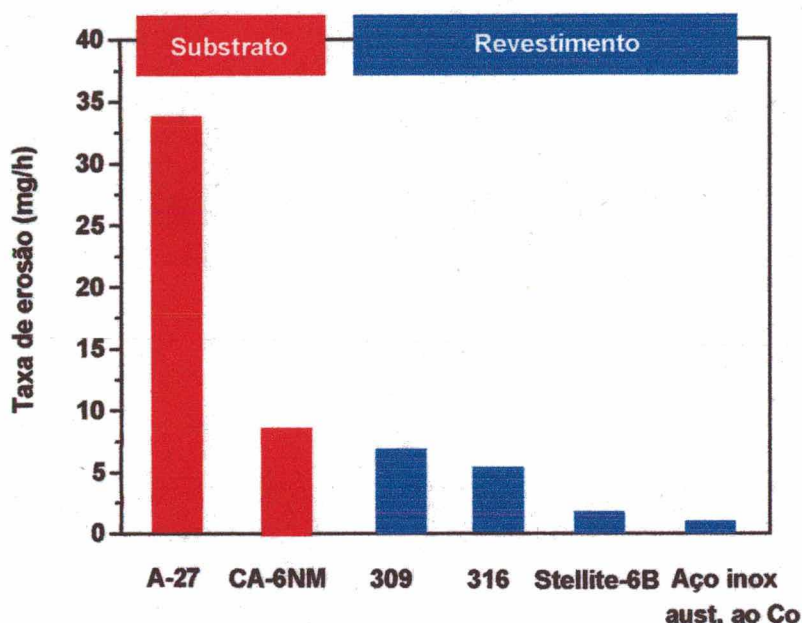


FIGURA 1.1- Performance de materiais base e revestimentos soldados (Boy, 1997)

As zonas erodidas normalmente são reparadas através da soldagem, sendo esta a técnica que produz os revestimentos de maior qualidade e performance à cavitação, mas é um processo dispendioso e que requer mão-de-obra qualificada. Além disso, durante a soldagem, o metal base é afetado termicamente, havendo o risco de distorções e trincamento. Faz-se também necessário um trabalho final de esmerilhado para conseguir a restituição do perfil desejado e acabamento superficial.

A tendência atual nos processos de soldagem é substituir eletrodos revestidos por arames tubulares, que, com o emprego de modernas fontes de energia, trazem a vantagem de uma maior taxa de deposição aliada a um menor nível de defeitos dos revestimentos. A utilização de GMAW em condições automatizadas permite o emprego de novas técnicas de soldagem que apresentam vantagens operativas, e ainda melhoram a resistência à cavitação dos revestimentos. Do ponto de vista prático

permite uma melhora do acabamento e planicidade superficial, reduzindo os possíveis defeitos da soldagem manual e os tempos de usinagem. Além disso, é possível otimizar a manutenção mediante o emprego de arames contínuos eliminando as imprecisões no ponto de início e fim do cordão, aumentar a produtividade e gerenciar todo o processo.

Nesse contexto o LABSOLDA, vem há vários anos, em colaboração com empresas como GERASUL e COPEL, contribuindo para o desenvolvimento de procedimentos de soldagem, bem como na caracterização da resistência de revestimentos soldados. Evidência disto são os mestrados de Procopiak [1995] e Barra [1998], e trabalhos técnicos de Dutra et al. [1996] e Boccanera et al. [1997].

Como possível alternativa à soldagem desponta o processo de aspersão térmica, onde o aporte térmico e as temperaturas envolvidas na deposição de materiais são baixas em comparação à soldagem, sendo mínima a possibilidade de distorção dos elementos estruturais. Isto deve-se a coesão entre partículas dar-se através de um mecanismo de ancoramento mecânico ou de uma microsoldagem, existindo apenas uma fusão localizada em função da natureza do metal e calor transferido pela partícula para o substrato. Quanto às vantagens econômicas, a aspersão térmica apresenta a facilidade e o menor tempo de aplicação. Uma comparação feita por Boy [1997] mostra que os revestimentos aspergidos (no caso do Stellite, pelo processo à chama de alta velocidade - HVOF) apresentam custos de aplicação inferiores em relação aos revestimentos soldados de aço inoxidável (Figura 1.2).

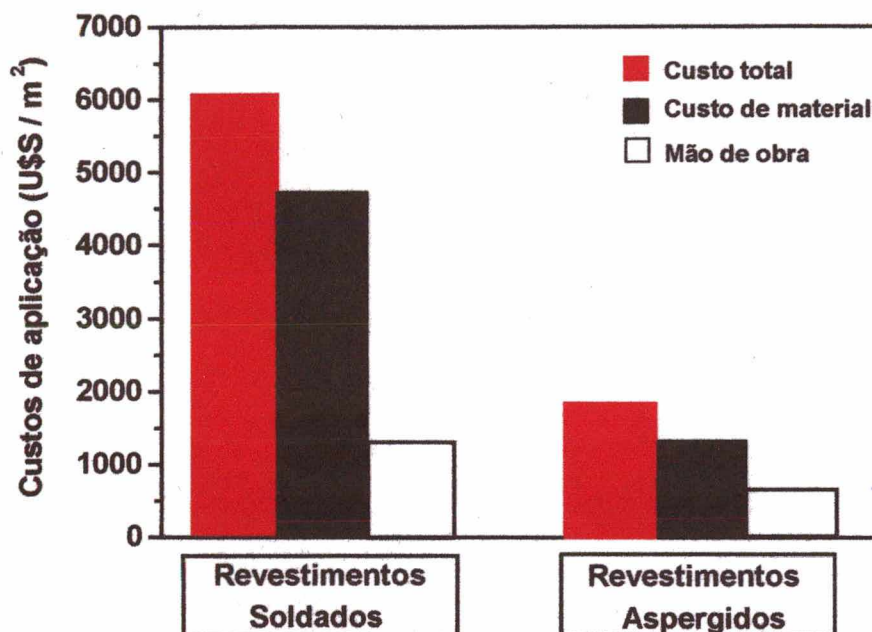


FIGURA 1.2 - Custos comparativos de aplicação entre soldagem e aspersão térmica (Boy, 1997)

A utilização industrial da aspersão térmica data da década de 60, sendo uma técnica nova quando comparada com a soldagem. Poucos estudos existem na literatura sobre a performance à cavitação dos revestimentos aspergidos: O trabalho realizado em turbinas hidráulicas do tipo Kaplan na Suíça, por Berthal [1998], depositando aço martensítico X43Cr13 através do processo convencional à chama, mostra que o aceitável desempenho do revestimento qualifica a aspersão térmica como técnica viável para revestir zonas sujeitas à erosão leve. Outros trabalhos da área, como os realizados por Akhtar [1985], Kreye et al. [1997, 1998] e Villani et al. [1997a-b] evidenciam as vantagens e desvantagens que apresentam as camadas aspergidas, quando submetidas à cavitação, e dão uma forte orientação para o aperfeiçoamento desses revestimentos.

O presente trabalho é parte de uma pesquisa do LABSOLDA / UFSC em parceria com o Institut für Werkstofftechnik da Uni Bw Hamburg. Empregaram-se os equipamentos correspondentes ao Labsolda/UFSC (Brasil) e às empresas RHV e Linde AG da Alemanha na deposição dos revestimentos, com o suporte da Fundação VW - Hannover.

1.2.- Objetivos

Este trabalho teve como objetivos primordiais:

- i) Análise de técnicas que permitam o aumento da resistência à cavitação de revestimentos soldados.
- ii) Investigar a resistência à cavitação de revestimentos aspergidos como possível alternativa aos revestimentos soldados.

A resistência à cavitação dos aços inoxidáveis austeníticos ao Co baseia-se em mecanismos de encruamento e transformações martensíticas induzidas por deformação. O aproveitamento de um material dessa natureza para revestimento pressupõe que também uma microestrutura ideal seja alcançada. Nesse sentido caberiam como metas específicas:

1) Estudo mais detalhado da influência dos fatores:

- Tamanho de grão,
- Composição química (diluição do metal base),
- Defeitos (Porosidade),

e a otimização dos procedimentos de soldagem que permitam o seu controle.

2) Refusão por TIG dos revestimento visando analisar o efeito da variação do aporte térmico sobre a resistência à cavitação.

- 3) Tratamentos térmicos e mecânicos que permitam avaliar os efeitos da microestrutura inicial e da dureza (encruamento) na resistência do revestimento.

Quanto às camadas aspergidas, essas são em geral consideradas de pobre performance à cavitação, pois durante a solicitação rompem as superfícies limites entre as lamelas e com isso mostram taxas de erosão sensivelmente mais altas que o material maciço. Devido à aplicação relativamente fácil e economicamente favorável, essas desvantagens são em alguns casos aceitas, como, por exemplo, no reparo de turbinas Kaplan depositando aço martensítico 13% Cr pelo processo à chama convencional (FS) (Berthal et al, 1998). Além disso, novos processos HVOF oferecem a possibilidade de aplicar camadas mais densas com alta coesão interna das partículas. Portanto, deveria ser verificado se na aspersão térmica ainda existem possibilidades de melhorar a resistência à cavitação das camadas depositadas. Para esse fim, os seguintes experimentos foram planejados:

- 1) Aspersão a arco elétrico do aço X43Cr13 para produzir camadas que na Europa são usadas na proteção à cavitação e aqui servirão como referencial para os experimentos;
- 2) Aspersão a arco elétrico de um aço austenítico ligado ao Co, de reconhecida resistência quando depositado por soldagem, utilizando arame tubular;
- 3) Aspersão a arco de dois típicos materiais disponíveis na forma de arame maciço: Corodur e Stelloy G 60;
- 4) Aspersão à chama de alta velocidade (HVOF) do Stellite 6, da liga MCrAlY e do aço AISI 316 como referência.

1.3.- Contribuição científica pretendida

Como fruto da pesquisa deverão ser ampliados os conhecimentos sobre o comportamento ao fenômeno da cavitação de materiais nas condições soldadas e aspergidas.

Em especial, sobre a família dos aços inoxidáveis austeníticos, a contribuição científica estaria, em primeiro lugar, em compreender mais detalhadamente os mecanismos de resistência envolvidos durante a cavitação. A partir de uma análise detalhada da evolução da microestrutura da superfície exposta, espera-se contribuir para a obtenção de revestimentos com melhores características de resistência. Através do estudo da variação da diluição na superfície exposta, do processo e variáveis utilizadas para a deposição dos materiais, modifica-se a microestrutura obtendo-se superfícies com diferente comportamento à cavitação.

No caso dos revestimentos aspergidos, espera-se contribuir para o desenvolvimento de revestimentos resistentes obtidos pelos processos de ASP e HVOF. A escassa literatura existente sobre o comportamento à cavitação deste tipo de revestimento motiva a pesquisa na área de materiais e processos. Os mecanismos que governam a transferência das partículas, a aderência, coesão e resistência dos revestimentos são determinados pelo tipo de material e processo de aplicação, sendo as variáveis nos processos de deposição empregados um dos pontos a otimizar para o aumento da resistência à cavitação.

Finalmente, a Universidade, através desta pesquisa de doutorado, teria o papel de garantir a exploração de alternativas para melhorar o desempenho dos revestimentos aplicados sobre as turbinas hidráulicas de represas hidroelétricas brasileiras. Tal objetivo só pode ser alcançado com base numa melhor compreensão

dos mecanismos de resistência envolvidos em cada tipo de revestimento, assim como as características microestruturais responsáveis pela sua integridade durante a cavitação.

2.- FENÔMENO DA CAVITAÇÃO

2.1.- Apresentação do problema

A teoria clássica de Lord Rayleigh (1917) pressupõe que o dano por cavitação existe somente devido a uma grande pressão de implosão gerada no momento do colapso das bolhas. Essa teoria levava em conta bolhas ou cavidades esféricas, mas hoje é aceito que o colapso nem sempre ocorre esfericamente. Naudé et al (1961), mostraram que as bolhas se deformam durante sua movimentação e que o dano é causado pelo impacto de um jato de líquido sobre o substrato. Tendo em vista os gradientes de pressão e a instabilidade do fluxo, forma-se uma depressão na bolha esférica, nas proximidades de superfícies sólidas, que é preenchida pelo líquido. O processo culmina com a passagem de um microjato líquido à alta velocidade pela região central da bolha. A figura 2.1 ilustra as duas teorias descritas:

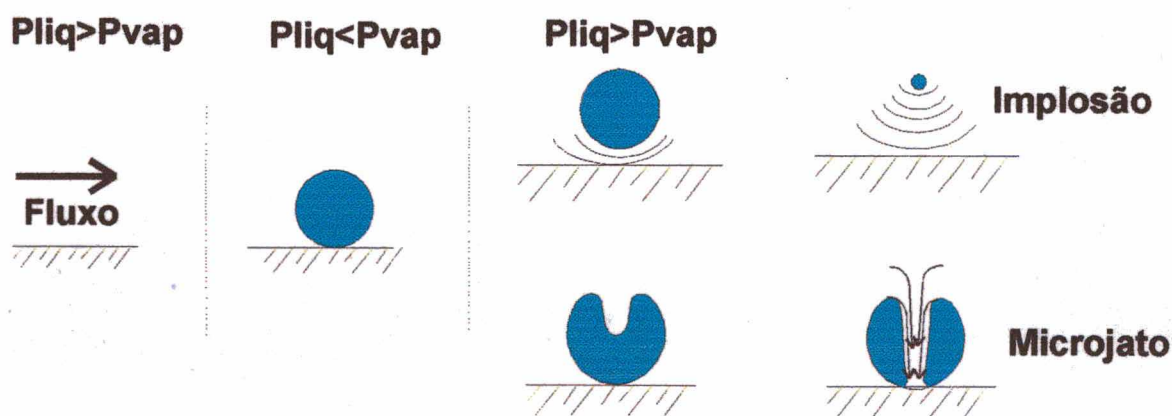


FIGURA 2.1 - Formação e colapso de bolhas próxima à parede

O fenômeno é geralmente acompanhado por vibração e ruídos de erosão das paredes sólidas próximas ao fluxo. Em função da quantidade de variáveis envolvidas e

da dificuldade de prever o comportamento real do fluxo, o estabelecimento teórico da implosão é dificultado, isto explica a grande variação de pressão documentada em diferentes bibliografias sobre o assunto. Por exemplo, a formação e colapso das bolhas de vapor ou cavidades no fluxo produzem pressões acima de 100 MPa, e foram medidas velocidades de deformação de 10^4 e 10^6 s^{-1} durante o impacto das ondas (Vyas et al, 1976). Segundo Karimi et al. (1986), um incremento na velocidade do líquido tende a aumentar a taxa de erosão, atribuída presumivelmente ao número de impactos.

Verifica-se a grande variação dos valores de pressão de impacto dependendo do tipo de ensaio (10 MPa até 10 GPa). Estas variações mostram a dificuldade em se medir ou calcular a implosão devido à alta frequência de ocorrência, alta velocidade de implosão e pequenas dimensões das cavidades, entre outras causas. Nota-se que pode-se atingir valores de pressão acima dos limites de resistência dos materiais, o que leva ao dano por cavitação da superfície sólida. Como consequência do estado cíclico envolvido no processo, começa a nucleação e posterior remoção do material, (Richman et al, 1990).

A degradação da superfície manifesta-se através da erosão das zonas encruadas nos materiais maciços. A formação de microtrincas, em qualquer revestimento, leva à perda acelerada de material através do desgaste erosivo, identificando-se dois mecanismos importantes:

- degradação através de fadiga,
- degradação por superação da resistência ao cisalhamento.

A cavitação pode ser tão severa que as taxas de erosão atingem até 10 mm/ano, o que compromete a integridade do elemento estrutural. Na figura 2.2 vê-se a zona erodida correspondente a uma turbina Francis da empresa Eletrosul (13 pás e 50 m³/s de vazão). A região mostra cavitação severa numa zona revestida com aço inoxidável austenítico convencional.

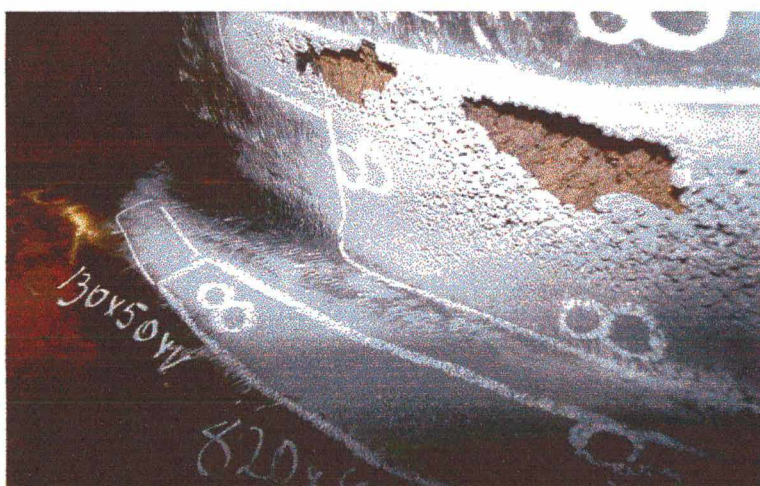


FIGURA 2.2 - Zona erodida de uma turbina Francis (Gentileza: ELETROSUL)

2.2.- Etapas no desenvolvimento do dano

Na erosão por cavitação de materiais maciços, distinguem-se normalmente etapas bem definidas no desenvolvimento do dano: incubação, aceleração, atenuação e estacionamento, enquanto que nos materiais aspergidos Schwetzke et al. (1996) indicam, na figura 2.3, que há uma elevada taxa inicial de erosão que diminui progressivamente até a estabilização com o decorrer do ensaio.

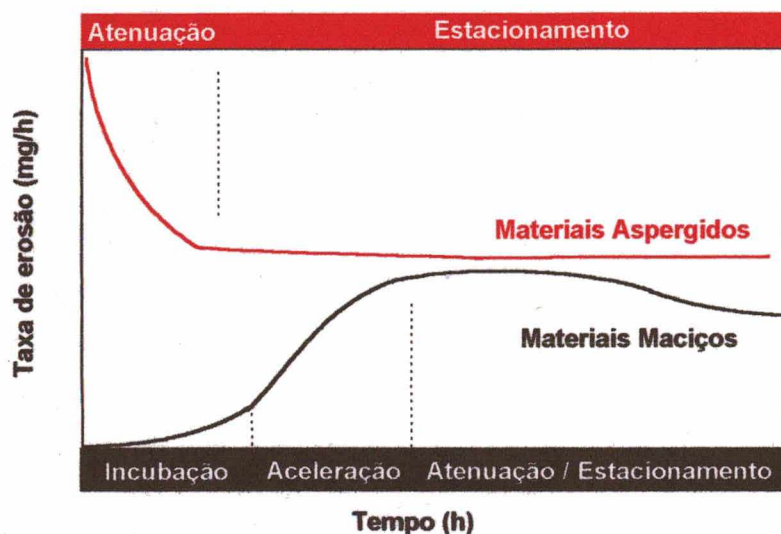


FIGURA 2.3 - Evolução do dano da erosão por cavitação (Schwetzke et al, 1996)

Foram vários os intentos para a determinação do período de incubação nos materiais maciços. Rao et al. (1977) propuseram duas possíveis alternativas para sua quantificação:

- Período em que a perda de massa é nula;
- Período obtido pela interseção da extensão linear da curva perda de massa x tempo. Este conceito é o mais utilizado nos ensaios, já que sua quantificação é mais viável.

Uma forma analítica para determinar o período de incubação foi apresentada por Villani et al (1997b). Os autores trabalham com aço carbono como material maciço e materiais aspergidos através do processo à chama (Bronze - Alumínio, Aço inox. AISI 420 e uma liga de Ni). Através da expressão (2.1), eles determinam a existência de um período de incubação para $t = T_0$ quando $M_0 = 0$ para os materiais maciços e verificam a sua ausência no caso dos aspergidos.

$$M_f = r * t + M_o \quad (2.1)$$

M_f : massa perdida ao final do ensaio (regime permanente);

M_o : massa inicial perdida (período de incubação);

t : tempo de ensaio;

r : constante relacionada à resistência do material.

Os autores definem a relação (2.2) como um coeficiente diretamente vinculado à resistência à cavitação.

$$R = 1 / r \quad (2.2)$$

Na medida que “ r ” diminui, maior é a resistência à perda de massa por cavitação.

Durante o período de incubação, a ação do colapso das bolhas ou jatos sobre a superfície sólida dos materiais maciços ocorre inicialmente em forma localizada. A repetição das implosões aumenta as ondulações da superfície, resultando em uma deformação em grande escala, apresentando depressões e microtrincas.

A perda de massa inicia-se no *período de aceleração*. Na medida em que transcorre o tempo de exposição à cavitação, as ondulações evoluem dando lugar a crateras profundas, acentuando-se a presença de depressões. A máxima erosão ocorre quando das bordas nas crateras desprendem-se partículas, indicando um modo típico de fratura dúctil.

Para Hume et al. (1991), no *período estacionário* a taxa de erosão é constante e menor que na fase anterior, já que líquidos e gases que ficam aprisionados nas crateras atenuam a ação das implosões ou microjatos.

Das quatro etapas, a primeira e a quarta são as principais, uma vez que ajudam no entendimento dos mecanismos de erosão, permitindo avaliar a resistência à erosão por cavitação dos materiais.

A perda de material nas camadas aspergidas inicia-se com elevada taxa de erosão devido à remoção de lamelas superficiais que não tiveram suficiente coesão ou foram pouco densificadas durante o impacto. Isto é, a coesão ou densificação das partículas correspondentes a última camada (superfície) depende das condições com que são projetadas sobre a superfície sólida, o que depende da energia cinética, tamanho das partículas e temperatura. Além disso, a rugosidade superficial atua como concentradora de tensões, promovendo a propagação e coalescência das microtrincas formadas durante o revestimento, o que leva à formação de maiores trincas que conduzem a uma maior taxa de erosão. Após um determinado período, registra-se uma queda da taxa de erosão, decorrente da diminuição da rugosidade superficial. Isto é, as camadas interiores são mais densas, ou seja existe uma maior coalescência entre partículas por sofrerem o impacto de camadas consecutivas, (Schwetzke et al, 1996).

2.3.- Avaliação da erosão por cavitação em laboratório e sua correlação com ensaios de campo

A avaliação da resistência à cavitação dos revestimentos é feita através de equipamentos que foram desenvolvidos com o intuito de produzir em laboratório um nível controlado e acelerado de cavitação que permita o estudo do fenômeno em tempos curtos.

Os testes de laboratório mais importantes para a determinação da performance dos materiais à cavitação são: Ultra-sônico Vibratório, Jato Cavitante e Venturi. A

diferença entre eles é a forma de produzir a cavitação e a intensidade, sendo o Jato Cavitante quem produz as condições mais severas, e o ultra-sônico vibratório é o mais apto para obter comparações entre revestimentos. Devido a estes fatos e à complexidade do fenômeno, os resultados dos diferentes tipos de equipamentos e/ou ensaios não podem ser comparados entre si.

Simoneau (1991) comparou o desempenho de diferentes ligas industriais (ex: aço inox. 308, Steilite 21 e Hidroloy) em campo e em laboratório, concluindo que o jato cavitante reproduz melhor o impacto da cavitação de grandes turbinas, sendo mais limitado o método vibratório para simular a cavitação de grandes máquinas. Soares et al. (1994a) encontraram que os recobrimentos austeníticos ao Co apresentaram resistência à cavitação de 5 a 10 vezes mais que os outros (AWS 316, 308 e 308) quando ensaiados por jato cavitante e método ultra-sônico vibratório. Em turbinas hidráulicas esta relação cai para 2,5 a 5 vezes.

Outro dos intentos por interpolar os dados de laboratório a situações reais foi feito por Gülich (1987) trabalhando com bombas hidráulicas. Seus estudos mostraram que não é possível uma correlação direta entre comportamento do revestimento durante os ensaios de laboratório e o desempenho do material em campo. Isto é, segundo o autor:

- A predição do dano e sua correlação deve basear-se sobre dados obtidos em longos períodos de operação das plantas.
- Os dados de erosão por cavitação obtidos do Venturi ou outros testes não podem ser transferidos diretamente às bombas.
- A pressão da implosão pode ser tentativamente estimada desde a medição do ruído produzido durante a cavitação. Isto pode ser utilizado para estimar o dano.

Em outro trabalho sobre bombas hidráulicas, Gülich (1997) consegue estimar quantitativamente, através de um método matemático, o dano por cavitação. Baseia-se na medição ou cálculo da longitude das cavidades desenvolvidas durante o processo erosivo. Ele consegue validar a metodologia utilizada através de experiências realizadas em plantas e em laboratório. Apesar de haver encontrado uma ferramenta, o método matemático mostra suas limitações. As condições de operação entre sistemas hidráulicos são diferentes e deve-se interpretar e analisar o conjunto do sistema e suas condições de operação.

3.- COMPORTAMENTO À EROSÃO POR CAVITAÇÃO DOS MATERIAIS

3.1.- Classificação dos materiais segundo seu comportamento

A reação dos materiais ao fenômeno da cavitação foi analisada por Pohl (1996), que os classifica em dois grupos, conforme suas características particulares de erosão (fratura): aqueles que apresentam um comportamento dúctil (como os aços inoxidáveis austeníticos) com deformações e transformações iniciais que regulam o comportamento durante a cavitação, apresentando uma pequena perda de massa por longos períodos de ensaio; ou os de comportamento frágil que não suportam as solicitações da cavitação, portanto a perda de massa ocorre já nos períodos iniciais do processo.

Na tabela 3.1 resumem-se as características principais dos materiais frente ao fenômeno da cavitação.

TABELA 3.1 - Comportamento dos materiais maciços à cavitação (Pohl, 1996)

Materiais Dúcteis		Materiais Frágeis	
<div>↓</div> <div>Deformação</div> <div>Alteração estrutural</div> <div>Fadiga</div> <div>↓</div> <div>Remoção de partículas</div> <div>Formação de cavernas</div> <div>Erosão acelerada</div>	Período de Incubação	<div>↓</div> <div>Fadiga</div> <div>↓</div> <div>Remoção de partículas</div> <div>Formação de cavernas</div> <div>Erosão acelerada</div>	
	Período de estabilidade		

Os materiais dúcteis apresentam uma elevada deformação inicial e um coeficiente de encruamento crescente. Os locais de maior acúmulo de deformação, contornos de grão e macias, geram microtrincas de fadiga e dão início à formação das primeiras cavernas, sendo a velocidade de perda de massa controlada pelo tipo de material e a sua estrutura. Entretanto, a menor capacidade de absorção da energia dos impactos leva os materiais frágeis a formarem rapidamente núcleos concentradores de tensões, dando lugar à erosão das superfícies e à formação de cavernas, sendo sua profundidade relacionada com os mecanismos de fratura envolvidos.

O comportamento dos revestimentos aspergidos é comparável ao dos materiais frágeis, devido a que as características da camada regulam seu desempenho. Partículas e respingos com baixa aderência na camada superficial são os responsáveis pela elevada taxa inicial de erosão. As protuberâncias atuam como locais concentradores de tensões e as microtrincas pre-existentes propagam-se em função da solicitação por fadiga do revestimento. A erosão toma lugar através da propagação das microtrincas e ao longo de contornos interlamelares. A presença de poros e fases frágeis contribuem para a formação e propagação das trincas. A taxa de erosão é controlada pela coesão da camada (Aktar, 1982 e Schwetzke et al, 1996).

3.2.- Erosão por cavitação de materiais maciços

3.2.1.- Propriedades mecânicas e resistência à erosão por cavitação

A relação entre resistência à erosão por cavitação e propriedades mecânicas, tais como dureza, compressibilidade ao choque, resistência à tração, energia de deformação e resiliência foi pesquisada por alguns autores como Thiruvengadam et al

(1964) e Rao et al (1972), mas estas propriedades foram relacionadas somente para as etapas de variação quase linear (períodos de aceleração e estacionamento), sendo válidas para um grupo de materiais. Isto foi constatado por Rao et al. (1977 e 1987) e Hume et al. (1991), que consideram que há forte relação entre o aumento da resistência à erosão por cavitação e à dureza, confirmando que para materiais de uma mesma estrutura, a dureza mantém uma relação direta com a resistência à cavitação.

Rao et al. (1977) relatam que alguns autores tentaram explicar os mecanismos de falha, iniciação e desenvolvimento do dano por cavitação mediante a correlação de várias propriedades no período de incubação, mas todas estas correlações são baseadas na hipótese que o mecanismo de falha neste período é a fadiga. Em 1987, Rao e colaboradores afirmam que a cavitação não deve ser tomada como um processo de baixa taxa de deformação (quase-estático), já que o modo de fratura para cada material é dependente da taxa de deformação, e que na cavitação as taxas de deformação envolvidas são elevadas. Esta situação se evidencia quando se analisam os excelentes resultados obtidos por Richman et al. (1990), que apontam uma boa correlação entre a taxa de remoção do material e parâmetros de deformação cíclica, além de apresentarem uma forte indicação de que o dano de erosão por cavitação é um processo de fadiga. Trabalhando com método vibratório ultra-sônico de ensaio para vários materiais, eles determinam uma boa correlação do coeficiente de resistência à fadiga (σ'_f) com o tempo de incubação ($r= 0.965$, Figura 3.1) e com a profundidade média de erosão ($r= 0.953$).

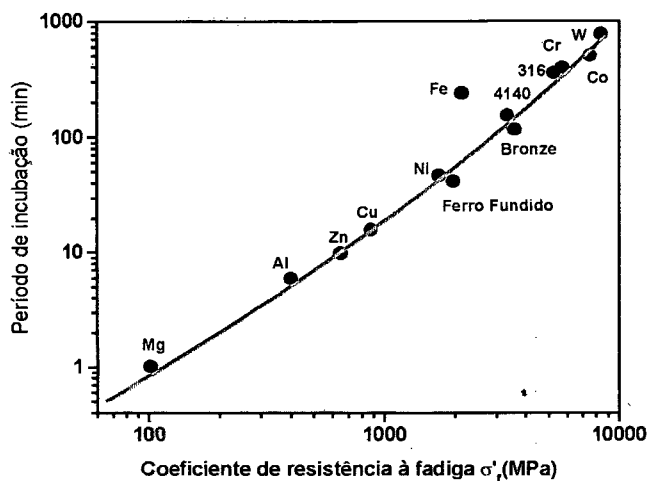


FIGURA 3.1 - Correlação do coef. De resist. à fadiga σ'_f e tempo de incubação
(Richman et al, 1990)

Melhor correlação é encontrada entre a taxa de erosão do material e o coeficiente de resistência à fadiga (σ'_f) multiplicado pelo expoente de endurecimento cíclico por deformação (n'), como mostra a figura 3.2.

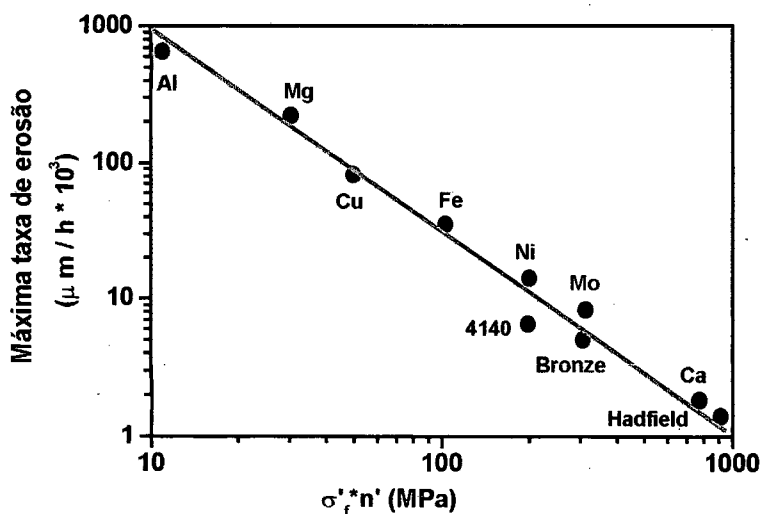


FIGURA 3.2 - Correlação entre $\sigma'_f * n'$ e a máxima taxa de erosão
(Richman et al, 1990)

Já Simoneau et al. (1987) verificaram que os materiais com maior resistência à erosão por cavitação são aqueles que apresentam baixa energia de falha de empilhamento (EFE). Richman e colaboradores pesquisaram nessa direção, procurando uma correlação entre as propriedades cíclicas e os parâmetros microestruturais, determinando que a EFE é o parâmetro microscópico que regula o comportamento à erosão por cavitação dos materiais. Encontraram boa correlação da EFE com σ_f' ($r = 0.967$), e melhor ainda da EFE com o parâmetro $(\sigma_f' * n')$ ($r = 0.990$) (Figura 3.3).

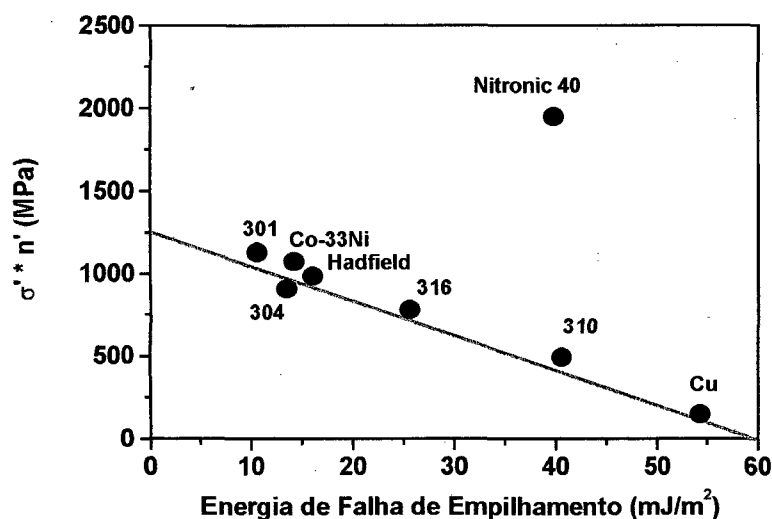


FIGURA 3.3 - Correlação entre o parâmetro combinado $(\sigma_f' * n')$ e EFE para alguns materiais e ligas (Richman et al, 1990).

Dos materiais avaliados, o Nitronic 40 é o único que não se enquadra. O autor argumenta que pode ter ocorrido um erro na medição da EFE ou que a EFE nem sempre manifesta uma boa correlação.

3.2.2.- Relação entre a resistência à cavitação e a microestrutura

Um revestimento com excelente resistência seria aquele que mostrasse um aumento do período de incubação e a diminuição da taxa de erosão. Para conseguir isto, seria necessário diminuir as ondulações superficiais decorrentes do impacto das bolhas e a formação das crateras. Ou seja, a energia do impacto deveria ser absorvida por um volume maior possível, diminuindo assim o acúmulo de deformação plástica próxima à superfície. Uma alternativa seriam revestimentos endurecíveis pela deformação, desta forma a energia poderia ser absorvida pela camada superficial.

Segundo Vyas et. al (1977) o aumento da resistência à cavitação é principalmente dada pela microestrutura e suas propriedades próximas à superfície, e não pela modificação de certas propriedades macroscópicas.

Para Gdynia-Zyllia (1991), um material de alta resistência à cavitação deveria reunir as seguintes características:

- a.- Aumento da rigidez ou dureza ocasionado pela diminuição da mobilidade das discordâncias parciais;
- b.- Baixa EFE, que influencia na movimentação e formação das discordâncias durante a deformação;
- c.- Distribuição homogênea de pontos de ancoragem de discordâncias;
- d.- Suficiente deformabilidade dos materiais para limitar a propagação de trincas;
- e.- Tamanho de grão pequeno.

Todas estas características ideais não podem ser cumpridas por um mesmo material, já que algumas delas são antagônicas (por ex.: "a" e "d").

Rao et al. (1987) estudaram o comportamento à erosão por cavitação de vários aços inoxidáveis e ligas de Ni / Co na condição soldada, utilizando o método direto de ensaio segundo a norma ASTM G32. Trabalharam com as expressões de C_{req} e N_{ieq} correspondentes a Delong incorporando ao N_{ieq} os efeitos do Cu e Co através dos coeficientes 0,44 e 0,41, respectivamente. Determinaram que a performance à cavitação pode ser prevista mediante a avaliação do C_{req} e N_{ieq} , sendo possível estimar a taxa de erosão de uma importante variedade de materiais. Observaram que valores entre 0.4 e 0.7 da relação $[C_{req}/(C_{req}+N_{ieq})]$ asseguram uma boa resistência do material, sendo as estruturas duplex as de melhor performance quando comparadas com os aços inoxidáveis comuns, (Figura 3.4).

O autor mostra que, na medida em que o conteúdo de Ni diminui até aproximadamente 55%, há uma queda na taxa de erosão, sendo a resistência destas ligas superior aos aços inoxidáveis comuns. Como consequência da substituição parcial do Ni pelo Co e o aumento do Si, a relação de $C_{req} / (C_{req}+N_{ieq})$ toma valores próximos a 0,40, sendo superior a performance à cavitação em relação às estruturas duplex (Figura 3.4 – linha tracejada).

Rao mostra o comportamento de uma liga desenvolvida pela corporação Cabot denominada na figura 3.4 com a letra T (C: 1%, Ni: 10%, Co: 12%, Si: 5%, Cr: 30% e Fe:40%), apresentando excelente resistência à cavitação quando comparado com os outros materiais. A relação $C_{req} / (C_{req}+N_{ieq})$ para essa liga é da ordem 0,45, tornando-se comparável ao comportamento das ligas de Ni com conteúdo crescente de Co e Si.

O comportamento superior das ligas com elevado conteúdo de Co e Si estaria associado às características de deformação destes materiais que serão analisadas no item 3.2.3.

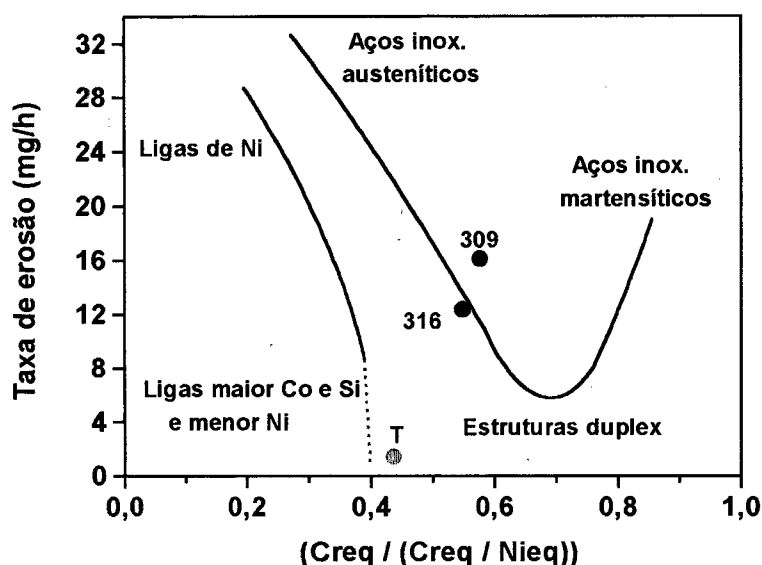


FIGURA 3.4 - Taxa de erosão dos materiais em função do C_{req} e N_{ieq} .
(Rao et al, 1987)

Os resultados de Rao podem ser complementados com o estudo feito por Heathcock et al. (1982) que exibem a relação da resistência à cavitação com a microestrutura dos diferentes materiais. Eles analisaram o comportamento à erosão por cavitação de aços inoxidáveis martensíticos, austeníticos e ferríticos quando ensaiados por método vibratório ultra-sônico.

As ligas ferríticas AISI 409 e 430 apresentam pobre resistência à erosão por cavitação, devido às estruturas ccc serem sensíveis às elevadas taxas de deformação, apresentando fratura frágil transgranular quando submetidas aos impulsos da cavitação. Baixando o conteúdo de Cr, estas ligas ficam menos frágeis, porém a causa da sensibilidade às taxas de deformação não pode ser atribuída totalmente ao Cr, mas

sim ao efeito combinado do Cr com concentrações intersticiais críticas de C e N. Os autores comparam uma liga experimental de composição similar ao AISI 409, que mostra melhor resistência à erosão por cavitação após recozida a temperaturas acima de 750 °C, quando apresenta uma estrutura duplex (grãos finos de ferrita e martensita de baixo carbono). A remoção de material nas estruturas ferríticas puras ocorre por fratura frágil, mas nas estruturas bifásicas o mecanismo é dúctil-frágil.

Nos aços inoxidáveis martensíticos temperados e revenidos, a resistência à erosão por cavitação depende da dureza da matriz e da natureza dos carbonetos. O autor discute o fenômeno tomando os materiais: DIN 4112 (C: 0,91%, Mn: 1%, Si: 1%, Cr: 18,5%) que mostra superior resistência à erosão em relação ao BS 431S29 (C: 0,11%, Mn: 1%, Si: 0,8%, Cr: 15,6% e Ni: 2,34%). O fator principal para a maior resistência seria a diferença no conteúdo de C e, em menor medida, o conteúdo de Cr. Através da resistência relativa e do modo de erosão pode-se analisar as vantagens e desvantagens do elevado conteúdo de carbono. Com a diminuição do C cai a dureza e os carbonetos são mais finos; nesse caso, a erosão por cavitação inicia-se pela deformação da martensítica. Os carbonetos não apresentariam influência relevante no mecanismo erosivo, apesar dos autores não mostrarem dados de taxas de erosão nem perda de massa. Para o DIN 4112, a erosão começa na interface matriz-carbonetos, ou seja, carbonetos grosseiros de Cr são sítios de início do dano. Os autores explicam que, provavelmente, diferentes propriedades elasto-plásticas sejam a causa deste comportamento.

Nas ligas austeníticas o mecanismo de resistência à erosão por cavitação é dependente das características de deformação da fase cfc. Para essas ligas, a erosão começa em contornos de grão e macias, e o modo de fratura é dúctil quando o estado

de erosão é avançado. Esses materiais merecem tratamento com maior detalhe no seguinte item 3.2.3.

3.2.3.- Mecanismos de resistência de aços inoxidáveis austeníticos

O aço 304 tem propriedades similares ao 316, mas sua resistência à erosão é maior, já que apresenta uma transformação martensítica $\gamma \rightarrow \alpha'$ induzida pela deformação, o que pode ser verificado pelas temperaturas de transformação de fase, que são maiores para o aço 304. Este aço recozido tem uma baixa densidade de discordâncias, mas apresenta FE, assim, quando submetido à cavitação, aumenta a densidade de discordâncias e maclas, portanto a estrutura interna fica com elevada deformação que beneficia a formação de martensita, o que se traduz em um aumento das taxas de encruamento, elevando os níveis de tensão máxima e elongação, responsáveis pela elevada resistência à erosão por cavitação.

O mesmo comportamento foi observado por Woodford (1972) nas ligas metaestáveis à base de Cobalto (Stellite) e por Gdynia-Zylla (1991) nos aços Hadfield (Mn). Em 1987, Simoneau et al. trabalham com uma nova geração de aços austeníticos ao Co. A diminuição ou substituição total do Ni e a introdução de baixos conteúdos de Co e elementos como Mn e Si origem aos novos materiais resistentes à cavitação. Estes apresentam, na condição soldada, uma fase austenítica γ como principal constituinte e menos de 10% de ferrita ou martensita. A perda de massa destas ligas é até 10 vezes inferior à dos aços inoxidáveis comuns AISI 308.

Simoneau apresenta dados dos novos materiais experimentais denominados IRECA (Improved Resistance Cavitation). Por exemplo o IRECA 6.1: 0.25C, 2 Mn, 1 Si, 18Cr, 10 Co, 0.5 N, bal. Fe apresenta uma estrutura austenítica e taxa de erosão de

1.4 mg/h quando ensaiado pelo método vibratório ultra-sônico. Uma comparação entre esta liga com o aço inoxidável 304 mostra que os coeficientes de encruamento são comparáveis. O elevado coeficiente de encruamento inicial para grandes valores de deformação ($\epsilon > 1.26$) da liga IRECA está associado a uma rápida transformação $\gamma \rightarrow \alpha'$ da austenita menos estável, enquanto no aço inoxidável 304, que endurece por deformação, as transformações martensíticas tomam lugar depois de grandes deformações nos ensaios de tração (Figura 3.5).

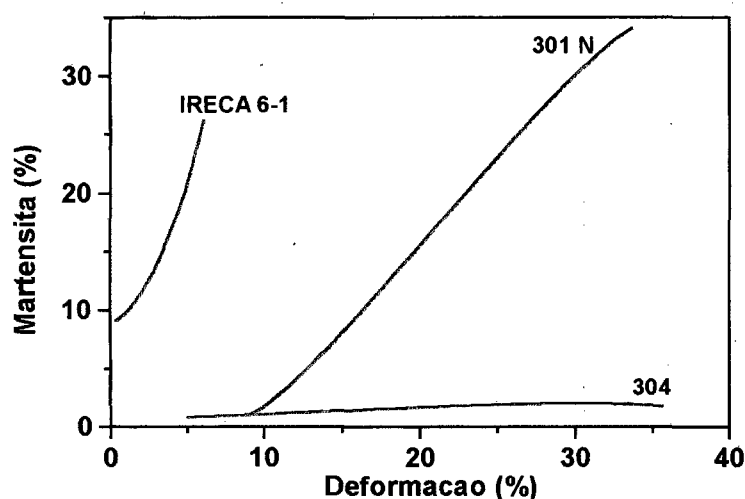


FIGURA 3.5: Transformação martensítica $\gamma \rightarrow \alpha'$ medida em teste de tração com medidor magnético (Simoneau et al, 1987).

A análise por difração de raios X nas ligas experimentais de Simoneau apresentou martensitas α' e ϵ , sendo a formação de ϵ promovida pelo elevado conteúdo dos elementos de liga Co e Mn. Elevados valores de resistência à erosão por cavitação foram observados nas ligas que apresentam essas transformações martensíticas α' e ϵ ou uma mistura das três fases γ , α' e ϵ .

Os testes de cavitação feitos sobre o IRECA produziram uma superfície com menor rugosidade superficial, o que inibiu a formação de concentradores de tensões e retardou a formação de trincas de fadiga. Os três materiais, IRECA, 301N e 304 mostraram que o rápido endurecimento da superfície foi precedido pela transformação martensítica α' , em contraste com o acontecido durante o teste de tração (Figura 3.5). A razão deste comportamento está relacionada com deslizamento planar múltiplo (por formação de FE e/ou maclas de deformação e/ou martensitas α' e ϵ) que atua sobre o endurecimento da superfície, limitando as concentrações locais de deformação plástica e o dano por fadiga. Conduta similar pode ser observada em ligas austeníticas AISI 304, num ensaio de impacto. Parece que a martensita α' induzida, depois de elevada deformação durante a cavitação, não é significativamente mais dura que a matriz austenítica endurecida por maclação ou deslizamento planar múltiplo sem resultar num refinamento microestrutural. As múltiplas FE e maclas freqüentemente podem estabilizar a fase austenítica e limitar o crescimento das placas de martensitas α' e ϵ . Isto foi observado em amostras de elevado conteúdo de liga.

Os mecanismos de deformação observados nesses materiais, relacionados à EFE, são agrupados em um diagrama apresentado por Simoneau et al. (1987) proposto por Remy - Pineau em 1976 para ligas Co-Ni-Cr-Mo (Figura 3.6).

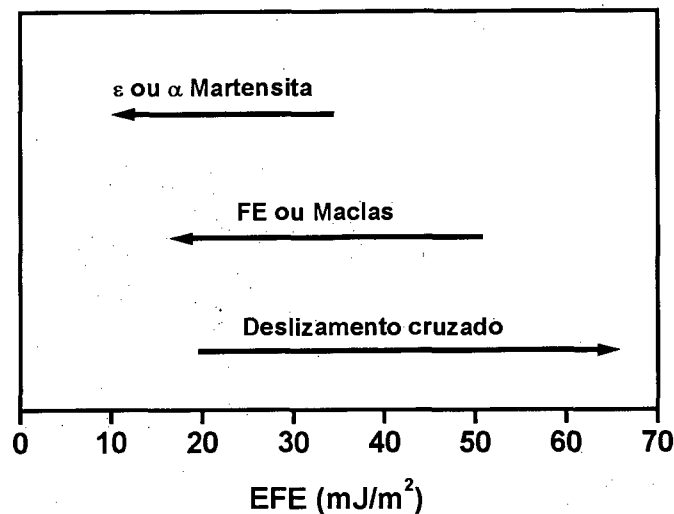


FIGURA 3.6 - Mecanismos de deformação em função da EFE (Simoneau et al, 1987).

O gráfico indica que a redução da EFE muda a estrutura do material, que, para o aço Cr-Mn com uma estrutura primária composta de austenita e discordâncias celulares, a deformação ocorre através de uma FE e, posteriormente, a formação das martensitas ϵ e α' .

Deslizamento planar, maclas, FE e martensitas α' e ϵ são reconhecidos como muito efetivos no incremento da taxa de encruamento e resistência à fadiga (Simoneau et al., 1987). Foi apontado por Simoneau et al. (1987) e Richman et al. (1990) que a EFE é um dos fatores microestruturais que maior correlação apresenta com as características dos materiais resistentes à cavitação, já que promove a formação de martensita ϵ . Para Gdynia-Zylla (1991), os aços austeníticos metaestáveis com EFE entre 6 e 25 mJ/m² mostram boa resistência à cavitação e ao desgaste, sendo suas propriedades mecânicas dependentes da cinética da transformação martensítica e do volume relativo de fases ϵ e α' .

A EFE está relacionada com a diferença de energia entre a estrutura principal cfc e a estrutura hc. A baixa diferença de energia existente entre elas está vinculada com uma ampla separação das discordâncias parciais, daí ser mais factível haver um deslizamento planar que um deslizamento cruzado. Nos aços tipo 304 ($EFE \approx 20 \text{ mJ/m}^2$), sua estrutura de deformação é caracterizada por um arranjo planar de discordâncias que reduz a possibilidade do material apresentar deslizamento cruzado, aumentando o encruamento e formação de bandas de deslizamento. Em materiais com elevada energia de falha de empilhamento formam-se estruturas celulares de discordâncias produzidas por deslizamento cruzado que ocorre para deformações muito pequenas. Nesses materiais, as discordâncias vencem facilmente os obstáculos formando-se bandas de deslizamento e grandes zonas plásticas nas pontas das trincas.

A dependência da EFE com a composição química foi analisada por Reed et al (1975), verificando que adições de Ni e C aumentam a EFE, enquanto que Cr, Si, Mn e N tendem a diminuí-la. Quanto ao N, ele menciona trabalhos de vários pesquisadores que estudaram seu efeito, e todos concluíram que a EFE aumenta levemente com teores de N de até aproximadamente 0.20 %, com forte diminuição da EFE para teores maiores. No caso do Si, o autor mostra dados de sua forte influência, chegando a diminuir a EFE em 4.7 mJ/m^2 por cada incremento de 1% em peso. O mesmo autor, em 1988, analisa a dependência da EFE com a composição química e verifica a correspondência com a transformação $\gamma \rightarrow \epsilon$. O mesmo fato foi verificado por Simoneau e colaboradores em 1987 quando estudando os aços inoxidáveis austeníticos ao Co com baixa EFE, observando que a formação da martensita ϵ e uma

posterior transformação $\varepsilon \rightarrow \alpha'$, estaria vinculada principalmente a elevados teores de Co, Mn e Si.

O efeito do Mn nas transformações e na EFE vem sendo observado há tempo, quando Nishiyama (1978) apresenta dados de Schumann para as transformações obtidas nas ligas Fe-Mn de extra baixo C. Mostra que a martensita α' se forma abaixo de 10 % Mn e a martensita ε para valores maiores. Isto indica a possibilidade de dois estágios de transformação $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ na faixa de 10 a 14,5 % Mn e $\gamma \rightarrow \varepsilon$ para conteúdos maiores de Mn. Essas transformações são observadas no gráfico apresentado por Röthig et al. (1997) quando mostra o efeito do conteúdo do Mn sobre as transformações e a EFE. O valor mínimo de EFE (10 mJ/m²) foi atingido para aproximadamente 10% de Mn, enquanto que para outros valores a EFE aumenta (Figura 3.7).

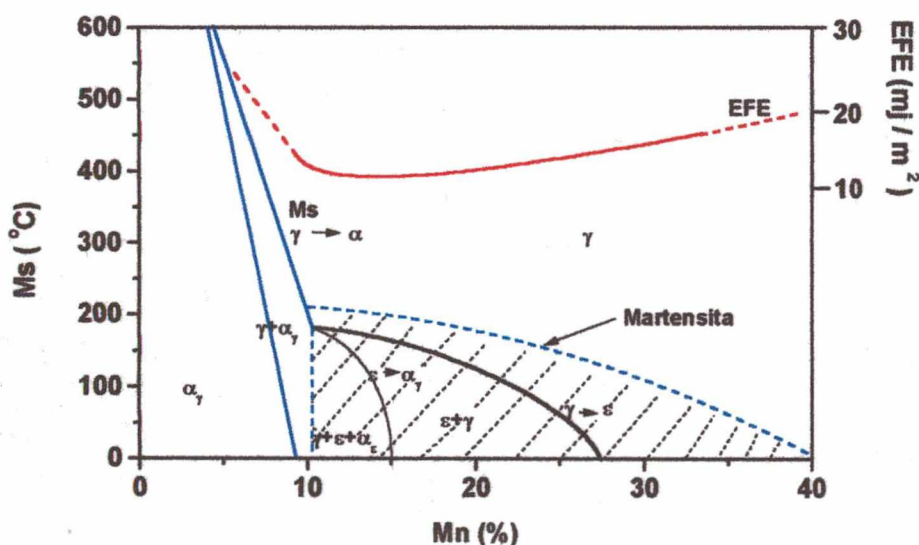


FIGURA 3.7 - Transformações de fases em função do conteúdo de Mn (Röthig et al., 1997).

O volume de fases formadas é um dos responsáveis pelo comportamento à erosão por cavitação dos revestimentos. Isto é, a demora na nucleação da martensita α' nos revestimentos austeníticos ao Co mostra que o aumento da estabilidade da austenita atua melhorando o comportamento do revestimento. Os resultados de Procopiak (1995) revelam que o aço austenítico ao Co com composição: C: 0.16; N: 0.19; Cr:16.2; Mn: 14.31 Co: 7.47 Si: 1.76 e temperaturas de transformação martensíticas $M_s = -247\text{ }^\circ\text{C}$ e $M_{d30} = -43\text{ }^\circ\text{C}$ apresentou melhor desempenho que outro aço da mesma classe com composição C: 0.17; N: 0.13; Cr:17.8; Mn: 9.08; Co: 9.28; Si: 0.89 e temperaturas de transformação $M_s = -127\text{ }^\circ\text{C}$ $M_{d30} = -3\text{ }^\circ\text{C}$. Esta situação ficou mais evidente quando analisado o E 309, onde as temperaturas de transformação martensíticas estão na faixa de $M_s = -298\text{ }^\circ\text{C}$ $M_{d30} = -139\text{ }^\circ\text{C}$, muito abaixo da temperatura ambiente, sugerindo que não há transformação martensítica, conferindo com os resultados de difração obtidos pelo autor, além de sugerir que o endurecimento desse material se deu através do encruamento.

Vários pesquisadores, Pickering (1972), Hull (1973), e Self et al (1984), obtiveram expressões empíricas por análise estatística que permitem avaliar a dependência da estrutura dos aços inoxidáveis austeníticos com a composição química.

Em seu trabalho, Procopiak propõe um cálculo aproximativo das temperaturas de transformação através das expressões (3.1 e 3.2) extraídas de Hull (1973) e modificadas pela adição do efeito do Co com fatores multiplicativos de 2 e 3. Ele estudou o efeito de elementos como Ni, Cr, Mn, C, N, Si e Co, dentre outros, sobre a formação da martensita α , mostrando que as temperaturas de transformação podem estar embaixo da temperatura ambiente, sugerindo que não há transformação.

$$Ms(^{\circ}C)=502-30Ni-12Cr-13Mn-810C-1230N-54Cu-46Mo(-2Co) \quad (3.1)$$

$$Md_{30/50}(^{\circ}C)=497-462(C+N)-9.2Si-8.1Mn-13.7Cr-20Ni-18.5Mo(-3Co) \quad (3.2)$$

O efeito da EFE e transformações de fases em relação ao aumento do encruamento foram analisado por Simoneau et al. (1987). Através dos resultados experimentais, concluem que, depois de suficientes ciclos de deformação, ocorrem uma “homogeneização” e um refinamento estrutural, conseguidos pela introdução de nova martensita ε . Para Nishiyama (1978), os cristais α' formados a partir da martensita ε são menores que os próprios cristais ε , e são extremamente menores comparados aos cristais α' durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha'$.

Conforme Gdynia-Zyllia (1991), a martensita ε (hc) nos aços Cr-Mn origina-se nas falhas de empilhamento da estrutura primária γ (cfc), através duma transformação do tipo:



Sua estrutura é de aparência alongada, delgada e de espessura de 0.1 - 0.3 μm , formando-se no limite com o quarto plano octaédrico da austenita γ , sendo o plano da placa, o plano de hábito $(0001)_{\varepsilon}$. A estrutura da martensita ε pode ser interpretada como um empilhamento da forma “....AB....” dos planos compactos $(0001)_{\varepsilon}$ na direção $[001]_{\varepsilon}$, ou seja, o deslocamento de dois planos octaédricos $(111)_{\gamma}$ da austenita na direção $[112]_{\gamma}$. Enquanto que a estrutura austenítica γ pode ser explicada como um

empilhamento "...ABC..." obtido do empilhamento "...AB..." da estrutura hexagonal martensítica ε . Essas duas estruturas são idealmente coerentes, e a conexão cristalográfica dá-se através:

$$\{111\}_\gamma // \{0001\}_\varepsilon$$

$$[10\bar{1}]_\gamma // [\bar{1}210]_\varepsilon$$

Por outro lado a martensita α' se situaria entre placas de martensita ε e FE. A formação de α' se daria em forma de agulhas internas às placas de ε , com direção coincidente à direção de hábito da agulha $\langle 111 \rangle_\alpha$.

3.2.4.- Alteração da resistência à cavitação dos revestimentos

Gdynia-Zyllia (1991) e Dubé et al. (1996) apresentam dados que reportam que o refinamento microestrutural trouxe melhora na resistência à cavitação, relacionando-a à expressão de Hall-Petch. O refinamento microestrutural atuaria aumentando a resistência ou força necessária para o destacamento do material.

As propriedades dos policristais são consideravelmente afetadas pela presença de contornos de grão, que incrementam a dureza, a tensão de escoamento, a resistência à tração, à fadiga e ao impacto. O maior efeito está relacionado às primeiras etapas da deformação, dado que nessas condições os contornos são mais efetivos como freios para as discordâncias. Pohl (1996) salienta que, quando sob cavitação, os contornos de grão apresentam um nível de deformação bem mais elevado do que a superfície exposta do grão, isto é, os contornos de grão servem de barreira ao movimento estrutural

Nos aços inoxidáveis austeníticos, o refinamento tenderia a aumentar a ductilidade devido à demora na transformação da austenita modificando a conduta ao encruamento. Para Pickering (1972), a causa do aumento do encruamento baseia-se no espaçamento entre as maclas formadas sob impacto, que está relacionado com a EFE da austenita e não influencia na tensão verdadeira. Segundo Nishiyama (1978), os defeitos estruturais da matriz afetam o arranjo regular de átomos durante a transformação martensítica, sendo o contorno de grão o local preferencial para sua nucleação. Eles servem para estabilizar a fase da matriz e retardar a transformação martensítica. Os átomos parcialmente livres da restrição de seus vizinhos tendem a não tomar parte do movimento cooperativo durante esta transformação. Dessa forma, os contornos funcionam como sumidouro dos defeitos microestruturais e os números de sítios de nucleação decrescem, assim o refinamento microestrutural tende a frear a transformação martensítica. De acordo com Rao et al. (1987), a formação de maclas / linhas de deslizamento nos aços inoxidáveis austeníticos ao Co atua dividindo o grão contribuindo no refinamento e posterior conduta ao encruamento.

Dubé et al (1996) através de uma refusão por Laser (275 W e 10 mm/s) e uma rápida solidificação da camada superficial, conseguiram um aumento da resistência à cavitação da ordem de 300 % em ligas austeníticas ao Co (IRECA) (figura 3.8) quando ensaiadas pelo método do jato de água. A combinação da baixa energia aportada pelo processo e uma elevada velocidade de resfriamento produziram a diminuição do tamanho de grão e o aumento da dureza dos revestimentos de até 400 HV . Segundo a micrografia apresentada pelo autor, o tamanho de grão ficaria em torno do ASTM 8.

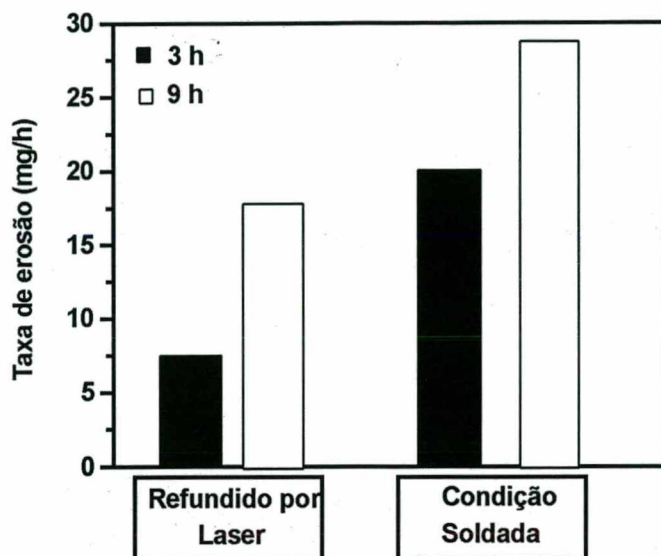


FIGURA 3.8 - Comportamento do Irecá durante o ensaio à cavitação por método de jato de água nas condições como soldado e refundido (Dubé et al., 1996).

O emprego de novos processos e técnicas de soldagem constitui-se em outra das alternativas no melhoramento da resistência à cavitação dos revestimentos de aço inoxidável austenítico ao Co. Barra (1998), utilizando processo de soldagem GMAW robotizado e aplicando novas técnicas de soldagem, consegue um aumento adicional da resistência à cavitação. Com o emprego de pulso normal e térmico houve uma queda na diluição que produz um aumento do período de incubação da ordem de 20% em relação à condição soldada com pulso normal. Conforme Lyttle (1983), a utilização de corrente pulsada permite aplicar uma corrente média baixa em relação aos outros processos, o que leva a obter vantagens operacionais relevantes com a possibilidade de soldagem em todas as posições, aumento da eficiência de deposição devido à redução no nível de salpicos.

O "shot peening" foi utilizado por Soares et al. (1994b) para aumentar a dureza da camada superficial e conseguir um aumento da resistência à cavitação de camadas

soldadas dos revestimentos AWS 309 Mo e um aço inoxidável austenítico ao Co. Os autores, utilizando métodos de ensaios ultra-sônico vibratório e de jato de água, baseados nas normas ASTM G32 e G73 observaram que os revestimentos soldados com AWS 309 Mo diminuíram a taxa de erosão em até 35% quando testados por jato de água. Para o aço austenítico ao Co, a taxa de erosão foi reduzida em 50 % e 70 % quando testado por ensaios vibratórios e jato de água, respectivamente. Apesar dos bons resultados, os autores observam que, a partir de uma certa perda de peso, a taxa de erosão do corpo de prova com "shot peening" sofre um acréscimo, antes do decaimento normal na fase final do ensaio (período de estacionamento). Esta perda deve corresponder ao ponto em que a profundidade média de erosão ultrapassa a espessura da camada afetada pelo shot peening (0,3 mm).

A resistência dos revestimentos pode ser modificada pela influência que tem o grau de deformação a diferentes temperaturas sobre a microestrutura e a estabilidade da austenita. Gydna-Zyllia (1991) avalia a resistência à cavitação de aços Hadfield pré-deformados a diferentes temperaturas. Na figura 3.9, observa-se que o aço Hadfield X35 (X35CrMn13-10) ensaiado segundo a norma ASTM G32 (Método direto) apresenta diferenças relevantes no período de incubação quando testado nas condições pré-deformada a 30% a 400 °C e 20 °C.

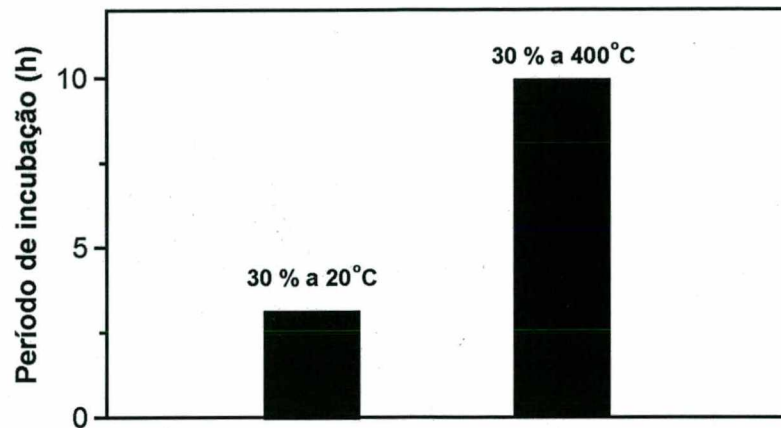


FIGURA 3.9 - Período de incubação do aço X35 com tratamentos diferentes (Gydna-Zyllia, 1991).

Para a condição a 400 °C durante o período de incubação, o volume de martensita na superfície muda na metade do período de incubação de 45% (α') e 40% (ϵ) a 88% (α') e 12% (ϵ) no final do mesmo, para posteriormente se manter constante. No pré-deformado à temperatura ambiente, observa-se que os volumes de martensitas variam de 56% (α') e 34% (ϵ), na metade do período de incubação, a 85% (α') e 15% (ϵ) ao final do mesmo. Sendo a martensita mais grosseira quando comparada com a formada a 400 °C. As transformações se dão numa camada de aproximadamente 40 μm , formando-se embaixo bandas de deslizamento. No regime permanente, a erosão elimina gradualmente a camada, entretanto a austenita existente embaixo encrua e transforma.

Os volumes similar de fases observados ao final do período de incubação indicam que a condição a 400 °C precisou deformar mais para produzir as transformações. O fato de o material a 400 °C ter uma estrutura com elevada densidade de discordâncias fez com que durante a cavitação se formassem, numa

delgada camada, pequenas e finas placas de martensita α' e ϵ produzindo um endurecimento superficial sob uma austenita dúctil. Para a outra situação, pré-deformado à temperatura ambiente, a formação de grandes placas de martensita α' não permite que exista austenita retida suficiente para relaxar as elevadas tensões locais. Nestes materiais observou-se que a erosão da superfície se inicia nas placas de martensita.

3.3.- Características dos materiais aspergidos e sua relação com a resistência à erosão por cavitação

3.3.1.- Introdução

Nos processos de Aspersão Térmica, os materiais de deposição são fundidos ou aquecidos em uma fonte de calor gerada no bico de uma pistola apropriada por meio de combustão de gases, de arco elétrico ou por plasma. Imediatamente após a fusão, o material finamente atomizado é acelerado por gases sob pressão contra a superfície a ser revestida, atingindo-a no estado fundido ou semi-fundido. Ao se chocarem contra a superfície, as partículas achatam-se e aderem ao material base e na sequência sobre as partículas já existentes, originando-se, assim, uma camada de estrutura típica e diferente de qualquer outra forma metalúrgica. Essas camadas são constituídas de pequenas partículas achatadas em direção paralela ao substrato, com estrutura típica lamelar contendo inclusões de óxidos, vazios e porosidade (Thorpe, 1993; Krespi, 1993 e Stern, 1996)

A figura 3.10 resume esquematicamente as variáveis que influenciam durante a deposição e as características dos revestimentos (Zimmermann, 1997).

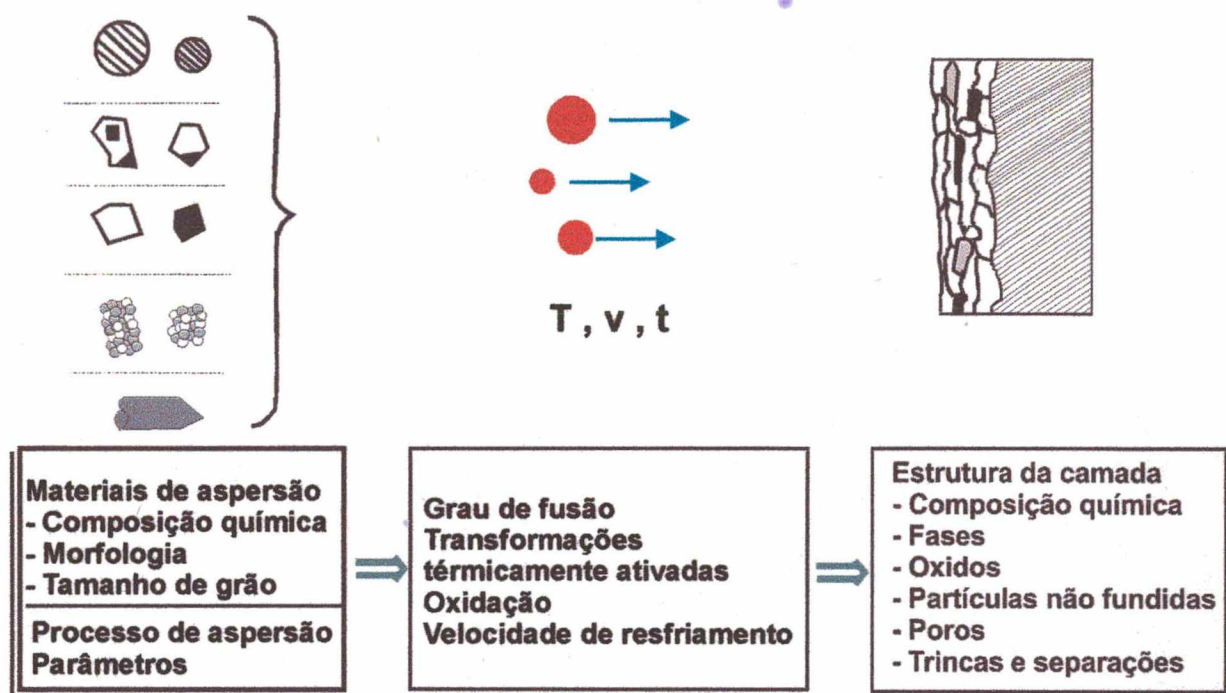


FIGURA 3.10 - Esquema da formação das camadas aspergidas (Zimmermann, 1997).

As propriedades finais de um revestimento aspergido dependem de forma particular de cada processo. Isto é, de cada variável que determina, em função de sua microestrutura, a qualidade final da camada aspergida.

O ASP é o processo que utiliza um arco elétrico como fonte de calor para fundir o arame de deposição. O arco é obtido por diferença de potencial, no bico de uma pistola, entre 2 arames do material a depositar. Forte jato de ar comprimido ou gás inerte é dirigido ao arco elétrico, na região onde se funde o material, atomizando-o e projetando-o contra o substrato. Este processo apresenta taxas de deposição da ordem de 8 – 20 Kg/h. Na figura 3.11 apresenta-se esquematicamente o sistema:

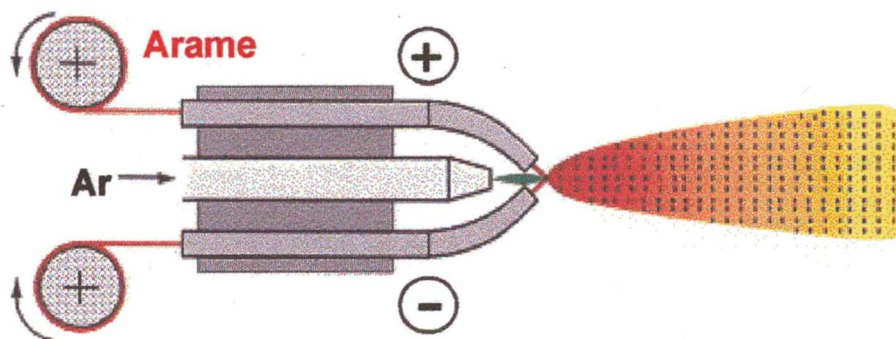


FIGURA 3.11 - Esquema do sistema de aspersão térmica por Arco (ASP)

No processo à chama de alta velocidade - HVOF, o calor é gerado na combustão de uma mistura de oxigênio com gases combustíveis (propileno, propano ou querosene), atingindo a chama temperaturas na faixa entre 2700 e 3100 °C.

Até o momento, esse processo só utiliza pó como material de deposição, cuja alimentação é feita, em modelos mais antigos, de forma concêntrica ao bico da pistola, utilizando gás nitrogênio para transferir o pó, inclusive no trajeto até o bico onde o pó é atomizado no passo por uma câmara quente tipo venturi, sendo, portanto, além de aquecido o pó, aumentada sua velocidade para valores que chegam a 400 – 500 m/s. No qual o pó não funde, devido ao curto tempo que fica na fonte de calor, apenas é aquecido e acelerado de modo a transferir alta energia cinética no momento do impacto contra o substrato (cinética+impacto \Rightarrow elevado calor).

Nos sistemas de primeira geração (Jet Kote, CDS, Top Gun), a combustão ocorre a pressões em torno de 3 a 5 bar e a chama atinge velocidades supersônicas via expansão na saída do bocal, Kreye (1997). Com a evolução tecnológica aparecem os sistemas de terceira geração, Diamont Jet (DJ), onde o pó é injetado numa zona vizinha ao bocal de saída. Nesse local dá-se a combustão a uma pressão entre 6 e 10 bar e em sua saída atravessa uma coluna de ar a elevada pressão, que, junto ao

sistema de refrigeração com água da pistola, atua como sistema adicional de resfriamento. Os sistemas de terceira geração DJ 2600 e 2700 diferenciam-se no bloco de mistura, tipo de gás e na forma do bocal (convergente-divergente ou laval), o que confere velocidades diferentes. O DJ 2700 utiliza como gás de combustão Propano, Propileno, Etano e bocal convergente - divergente de diâmetro constante, enquanto que o DJ 2600 (Figura 3.12) utiliza hidrogênio e um bocal Laval convergente - divergente. Este sistema é apropriado para materiais com temperaturas de fusão média e baixa (Zimmermann, 1997).

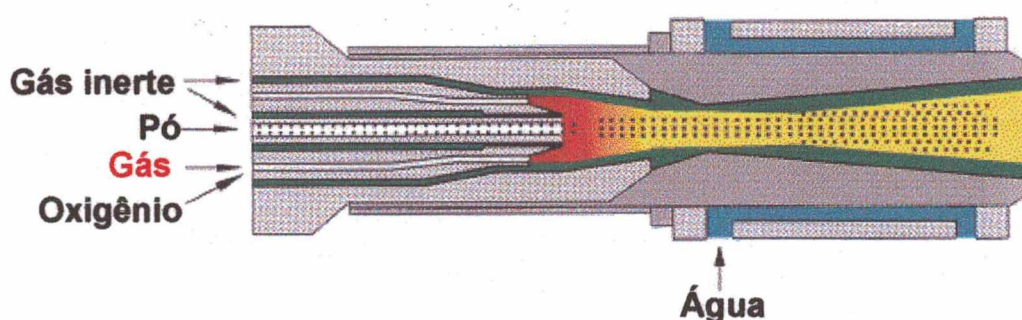


FIGURA 3.12 - Pistola aspersão à chama HVOF correspondente ao sistema DJ 2600

No revestimento com o processo HVOF, a qualidade da camada é superior, já que o menor aquecimento das partículas e a elevada energia cinética levam a revestimentos mais densos com baixos teores de óxidos e poros, favorecendo o mecanismo de aderência metalúrgica.

Na figura 3.13 apresentamos dados extraídos de Zimmermann (1997) relacionados às velocidades médias e temperaturas estimadas das partículas em função do gás de combustão empregado. Os valores para os processos HVOF (DJ, Jet Kote, Top Gun e JP 5000) correspondem ao pó (compactado e sinterizado) de WC-Co 83-17.

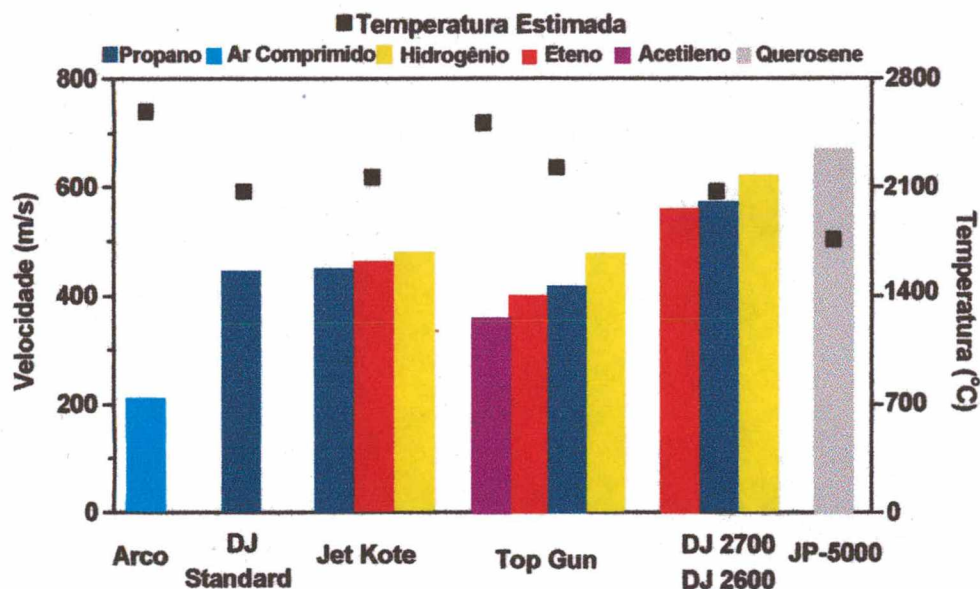


FIGURA 3.13 - Velocidade média e temperatura estimada em função do gás de combustão (Zimmerman, 1997 e Kreye, 1997).

Na tabela 3.2 recompilam-se dados de vários autores sobre os parâmetros operacionais característicos dos processos de aspersão, com dados de teor de óxidos, porosidade e aderência para a deposição do Alumínio, (Kreinbuehl et al, 1974; Thorpe, 1984; Britton 1988; Kreye, 1990; Borbeck, 1990; Marantz et al, 1991).

TABELA 3.2 - Parâmetros característicos dos processo de AT.

Processo → Parâmetros ↓	FS (pó)	FS (arame)	HVOF (pó)	ASP (arame)
Temp. Chama / Arco [°C]	2200-3200	2800-3200	2700-3100	4000-6000
Veloc. Transferência [m/s]	30-150	100-250	400-1200	100-250
Atmosfera da Chama / Arco	CO-CO ₂ - H ₂ O	N ₂ - CO CO ₂ - H ₂ O	N ₂ - CO CO ₂ - H ₂ O	N ₂ - O ₂
Teor de Óxido [%]	0,4 - 10		1-5	2,5 - 15
Porosidade [%]	5 - 15		< 3	3 - 15
Aderência [MPa]	4 - 20		> 36	10 a 36

A tabela mostra diferenças relevantes entre camadas, fundamentalmente no nível de óxidos e porosidade. A formação de óxidos está relacionada com a atmosfera pela qual são transferidas e depositadas as partículas fundidas ou superaquecidas no bico das pistolas de cada processo de aspersão térmica. Na figura 3.14 encontram-se esquematizadas as principais fontes de oxidação: (1) gás de transporte, (2) ar do meio ambiente que envolve a zona de transferência das partículas e, por último, (3) a exposição das partículas e/ou camadas já ancoradas no substrato ao ar do meio ambiente após deslocamento da pistola. No processo HVOF a oxidação é mais baixa, em função do menor aquecimento e tempo de exposição, e pode ser controlada com parâmetros otimizados (seleção do tipo de pistola, combustível, tipo de chama). Segundo Ballard (1963), a maior parte da oxidação dos depósitos ocorre sobre a superfície revestida.

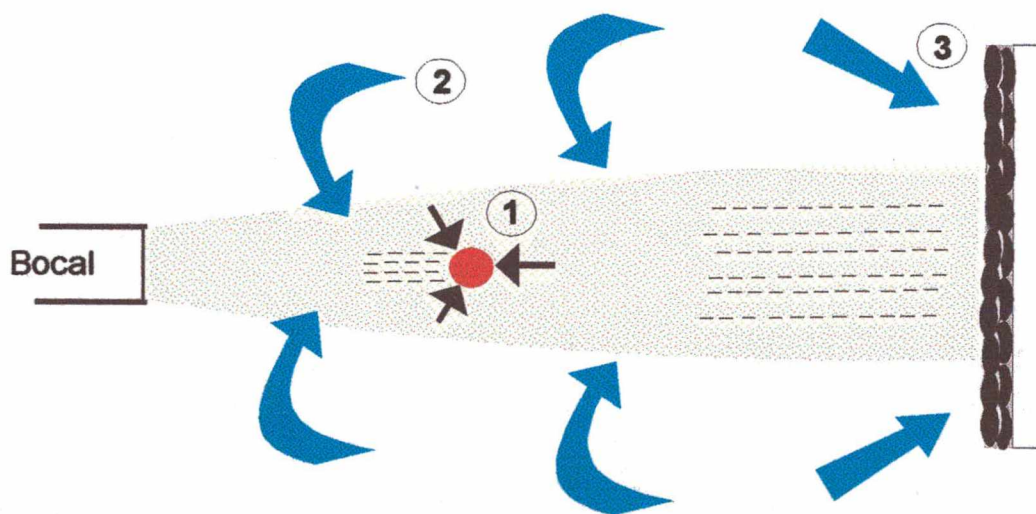


FIGURA 3.14 - Fontes de oxidação (Kreye, 1997).

A formação de porosidade está relacionada com os parâmetros de cada processo de aspersão térmica, tais como: temperatura da chama ou arco elétrico, gás de transporte, velocidade das partículas, distância pistola / substrato e qualidade do

substrato a ser revestido. Ela é mínima nas camadas aspergidas por HVOF tendo em vista a alta energia de impacto.

3.3.2- Erosão por cavitação dos revestimentos aspergidos

O comportamento à erosão por cavitação dos revestimentos aspergidos está determinado pelo material e pelo processo de aspersão empregado. A temperatura e a energia cinética das partículas de saída do bocal da pistola determinam a qualidade do revestimento, como consequência da possível formação de óxidos, poros e novas fases que modificam o comportamento à cavitação dos revestimentos.

A relação entre as características dos revestimentos aspergidos e o comportamento à cavitação foi analisada por Schwetzke et al. (1996), concluindo que a alta densidade e a resistência coesiva das camadas depositadas pelo processo HVOF (sistemas DJ 2700 e JP-5000) contribuem para uma elevada dureza nos revestimentos de WC-17Co e Cr_3C_2 -25NiCr. Esses valores de dureza diferem somente em torno de 25%, enquanto que a taxa de erosão é mais sensível às diferenças microestruturais, na ordem de um fator de 5. Com estes sistemas de revestimentos, as partículas são cerca de 50 % mais velozes quando comparados com outros sistemas Jet Kote ou Top Gun, (Figura 3.15).

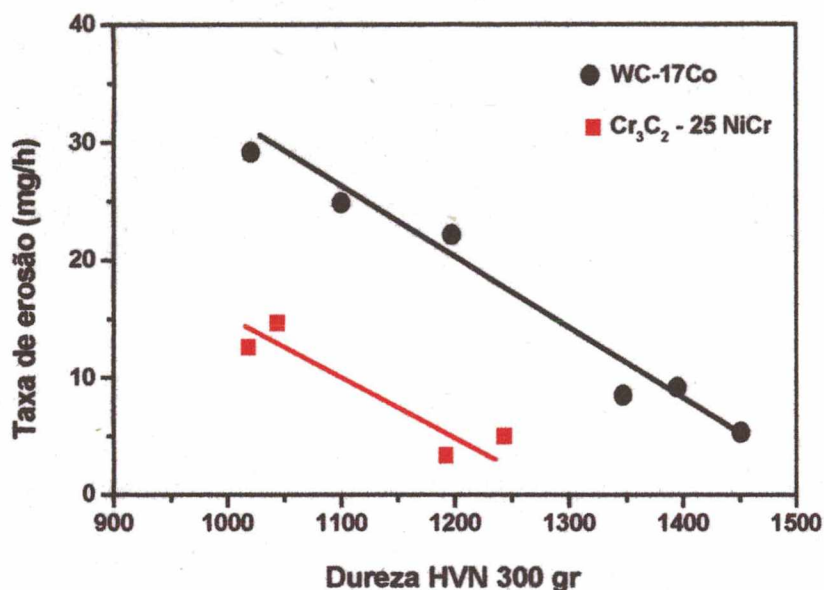


FIGURA 3.15 - Correlação da dureza e a taxa de erosão (Schwetzke et al., 1996).

Observações similares foram feitas por Boy et al. (1997) quando estudaram materiais distintos (Triballoy 400 e 700, NOREM, Stellite 6 e WC/Co) depositados por HVOF e Plasma e testados à cavitação através do ensaio por jato de água. Os estudos mostraram que nos revestimentos aspergidos por HVOF (Jet Kote) e Plasma a dureza e a aderência são os parâmetros mais estáveis (sem variações relevantes) quando comparados com a taxa de erosão. Apesar disso, nos resultados observa-se que não existe uma forte correlação da taxa de erosão com a dureza ($r = -0.750$) e a aderência ($r = -0.510$) do revestimento.

Quanto ao comportamento à cavitação dos revestimentos aspergidos, observaram-se elevadas taxas iniciais de erosão decorrentes da rugosidade e microtrincas superficiais formadas durante a deposição. Trabalhos realizados por Akhtar (1982) testando a resistência à erosão por cavitação de revestimentos de alumina, alumina-titania e óxido de cobre, aspergidos por plasma, revelaram que a

nucleação de microtrincas interlamelares é a promotora da degradação do revestimento. No revestimento com Al_2O_3 - TiO_2 , as microtrincas intercristalinas sobre a superfície coalescem formando pontos nodais e sua evolução conduz à posterior formação de crateras. A resistência à nucleação e propagação de microtrincas intercristalinas pode ser o maior fator em determinar a resistência à erosão por cavitação de óxidos depositados por plasma.

De acordo com Adamski et al. (1986), em estudos realizados sobre revestimentos de Al, Zn, Zn-15%wt Al depositados por processo à chama, a porosidade e o encruamento foram apresentados como os fatores que afetam a sua resistência à cavitação.

Villani Marquez et al. (1997a-b) verificaram, em revestimentos dos materiais Al_2O_3 - TiO_2 (87/13%), Bronze-Alumínio, aço inoxidável AISI 420 e 316 e Ni-Cr-B-Fe-Si-C aspergidos pelo processo a chama convencional, pobre comportamento à cavitação, sendo atribuído à baixa coesão interlamelar e aderência. O revestimento da liga de Ni fundido após aspersão apresentou o melhor desempenho à cavitação, sendo similar ao do aço inoxidável AISI 308. Este revestimento não tinha a estrutura lamelar típica apresentada pelos outros.

As pesquisas feitas por Schwetzke et al. (1996) mostraram que revestimentos de aço inoxidável AISI 316 aspergidos por processo de chama com alta velocidade (HVOF), através do sistema de terceira geração JP 5000, tiveram comportamento à cavitação comparável ao mesmo material maciço (6,8 e 6 mg/h, respectivamente). Outros revestimentos (WC-Co , $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ ou Cr_3O_3) estudados indicaram boa performance à cavitação (6.3, 3.8 e 2.9 mg/h, respectivamente) quando depositados por processo HVOF através dos sistemas JP 5000 e DJ 2700. A elevada dureza dos

depósitos (1420, 1220 e 1210 VHN) decorrente da maior densificação e coesão interlamelar parece ter sido a causa fundamental de resistência. Trabalhos posteriores de Kreye et al. (1998), nos mesmos revestimentos, determinam que a erosão toma lugar por formação e propagação de trincas de fadiga, originando-se em microtrincas presentes no revestimento que propagam preferencialmente ao longo de contornos interlamelares. Esta propagação é influenciada pela presença de poros e fases frágeis.

Os testes de cavitação realizados por Kreye et. al. (1998), em materiais de reconhecida resistência depositados por aspersão térmica, confirmam os resultados anteriores, mostrando a influência do processo na aplicação dos diferentes materiais (Figura 3.16).

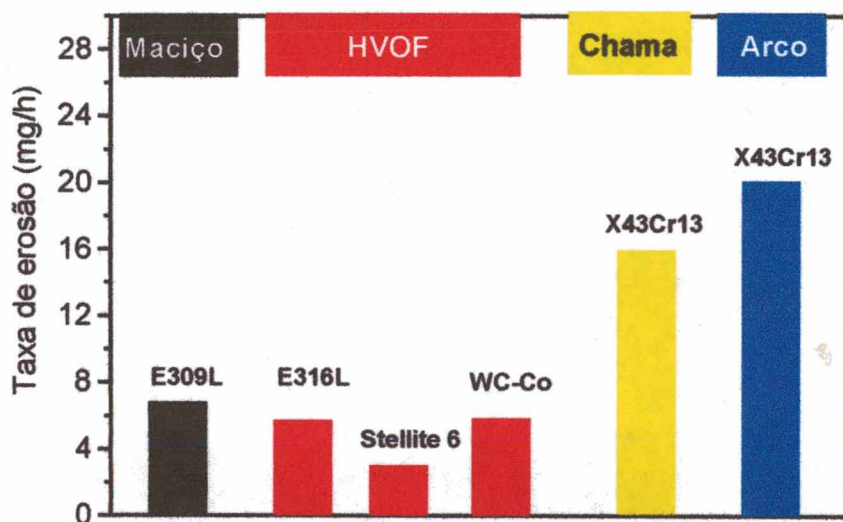


FIGURA 3.16 - Performance de materiais aspergidos comparados com materiais maciços / soldados (Kreye et al, 1998).

Para os materiais depositados por HVOF (316L, Stellite e WC-Co) através de sistemas de terceira geração, o comportamento foi similar e até melhor quando comparado com materiais maciços. Já o revestimento X43Cr13 apresenta taxas de

erosão diferentes quando aspergido a chama e a arco. A menor temperatura das partículas e a maior velocidade do processo a chama conferem melhor comportamento do revestimento, sendo este ligado à sua microestrutura.

Schwetzke et al. (1996) mostra que revestimentos de WC-Co (88-17) aspergidos por HVOF (sistemas Top Gun, Jet Kote, DJ 2700 e JP-5000) com diferentes combustíveis (Propano, Etileno e Querosene) apresentaram taxas de erosão que variam desde 6,3 até 30 mg/h. Os autores identificam a densificação, a coesão e a aderência como as responsáveis pela pobre resistência à cavitação dos revestimentos. Nesta linha de trabalho, Kreye et al. (1997) observam que a utilização de sistemas Jet Kote, Top Gun, CDS e diferentes gases produzem diferenças marcantes no comportamento dos revestimentos, atribuídas à eficiência de aquecimento, velocidade das partículas e oxidação. Eles mostram que a aplicação de WC-Co 83-17 com o sistema Top Gun e gás de combustão acetileno produz revestimentos de baixa qualidade, decorrentes da formação de novas fases promovidas pela elevada temperatura da chama, enquanto que a utilização do sistema Jet Kote e gases de combustão hidrogênio e propano produz revestimento com melhor comportamento. Na tabela 3.3 apresentam-se as propriedades do revestimento de WC-Co aspergido pelos diferentes sistemas:

TABELA 3.3 - Propriedades das camadas de revestimento de WC-Co.

Sistema / Gás de combustão	Dureza HV 0,3	Desgaste abrasivo Mg/1200 DS	Aderência por tração N/mm ²
Jet Kote / Hidrogênio	1078 ± 148	4.0	> 77
Jet Kote / Propano	1132 ± 90	3.3	> 75
Top Gun / Acetileno	788 ± 89	40.0	46

3.4.- Efeito do acabamento superficial e porosidade

Em turbinas hidráulicas, as condições de operação e o perfil hidrodinâmico das pás controlam a ocorrência e a intensidade do dano à cavitação. Segundo Villani et al (1997b), de referências extraídas de Araujo (1995), as condições anormais de operação e o inadequado perfil hidráulico (diferenças nos contornos ou de poucos milímetros na espessura das pás) podem ter um importante efeito sobre a cavitação. Na Eletrosul (1996) é prática usual, após o reparo por soldagem, o esmerilhamento seguido de lixamento com lixa 100, visando restituir o perfil adequado da pá e diminuir os efeitos negativos da superfície.

A influência da superfície foi analisada por Ahmed et al. (1990), observando que no aço inoxidável 304 a pequena rugosidade inicial exerce importante papel no desenvolvimento e na propagação das trincas, diminuindo e até eliminando o período de incubação. Estas linhas atuam como sítios concentradores de tensões, por este fato o período de incubação é mais curto. A rugosidade facilita a iniciação de microtrincas que nucleam e propagam rapidamente depois de encruamento suficiente ao longo das linhas de polimento. A presença de linhas de deformação e a elevada deformação plástica indicam que o mecanismo de nucleação do desgaste ocorre através da fadiga e fratura dúctil. A rugosidade dos corpos de prova que ensaiaram foi de uma ordem de magnitude menor que o recomendado pela norma ASTM G32.

Segundo Ahmed et al. (1991), no período de incubação a superfície é plasticamente deformada e a rugosidade incrementa rapidamente. Com o encruamento da superfície nucleam e propagam-se as primeiras trincas; a partir desse momento a rugosidade atinge o dobro de seu valor inicial, sendo seu crescimento lento. No regime permanente, onde todo o material virgem é removido, a rugosidade duplica-se

novamente. Para o autor, um julgamento preciso dos estágios de erosão é feito através de " R_a " (desvio médio aritmético) e " R_{rms} ", enquanto " R_{max} " (altura máxima da rugosidade) é um indicador de maior sensibilidade para descrever as mudanças, especialmente quando a erosão é mais severa (Figura 3.17). Conforme Louis et al. (1992), a medição de rugosidade constitui um método não destrutivo para quantificar as mudanças na superfície nos primeiros estágios, além de prever a vida dos elementos submetidos à cavitação.

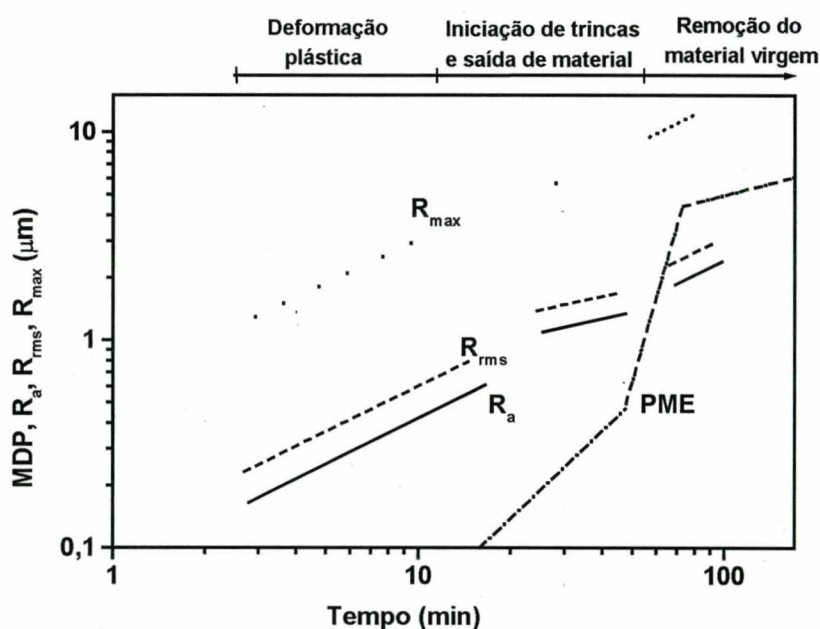


FIGURA 3.17 - Mudanças na PME (profundidade média de penetração), R_a , R_{rms} e R_{max} sobre a superfície de um aço 304 (Amhed et al, 1991).

Quanto à influência dos defeitos de soldagem, foi apresentado por Joseph et al (1991) que poros isolados não apresentariam efeito significativo sobre a resistência à cavitação na família de ligas inoxidáveis austeníticas ao Co. Mas num informe do Departamento de Engenharia de Manutenção da empresa Eletrosul (1996) destaca-se a necessidade de avaliar aspectos que possam afetar diretamente a taxa de erosão,

mostrando, através de ensaios não destrutivos com líquidos penetrantes a elevada densidade de poros encontrada após o reparo sobre as superfícies das pás nas turbinas.

No caso dos materiais aspergidos, devem ser citadas as observações de Kreye et al (1996) sobre o efeito do acabamento superficial. Em revestimento NiCrFeBSi aspergido por HVOF (Jet Kote – Propano), a diferença da taxa inicial de erosão com a condição polida é de aproximadamente 3 vezes quando transcorrida 1 hora de ensaio. A taxa inicial para a condição aspergida foi de 7,5 mg/h e para a condição polida de 2,5 mg/h, sendo comparáveis durante o regime permanente (Figura 3.18).

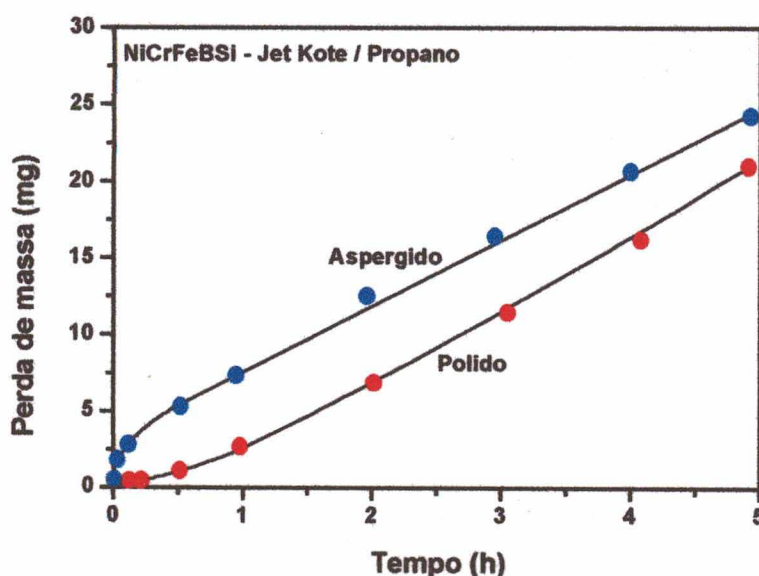


FIGURA 3.18 - Comparação da conduta à cavitação de revestimentos com as superfícies aspergidas e polidas (Kreye et al, 1996).

4. - METODOLOGIA EXPERIMENTAL

4.1.- Materiais e processos de revestimento

Na aplicação dos revestimentos soldados foram utilizados processos de soldagem MIG (Metal Inert Gas) na condição automatizada e SMAW (Shielding Manual Arc Welding). Os consumíveis na forma de arame maciço e tubular foram aplicados através de corrente pulsada e térmica. Além disso, aproveitou-se a facilidade da automação do processo MIG para a deposição de consumíveis através da oscilação da tocha.

Os processos de aspersão térmica utilizados foram por arco elétrico (ASP - Arc Spray Process) e à chama com alta velocidade (HVOF - High Velocity Oxi-Fuel), empregando consumíveis na forma de pós, arames tubulares e maciços. Os procedimentos para cada processo foram os recomendados pelos fabricantes e, em casos específicos, empregou-se variação controlada dos parâmetros de aspersão.

A soldagem foi realizada com equipamento pertencente ao Laboratório de Soldagem / UFSC, e os revestimentos aspergidos em firmas industriais da Alemanha: RHV Technik - Weiblingen e Linde AG - München em parceria com a Uni Bw - Hamburg.

4.1.1.- Materiais

Na soldagem utilizaram-se consumíveis em forma de eletrodo revestido (ER), arame maciço (AM) e tubular (AT). A composição química dos consumíveis, conforme, fornecida pelo fabricante, encontra-se detalhada na tabela 4.1.

TABELA 4.1 - Composição química (%peso) dos consumíveis para soldagem

Símbologia	Material	C	N	Ni	Cr	Co	Mn	Si
AM ⁽¹⁾	E 309L	0.03	-	13	23.5	-	0.9	0.9
ER ⁽²⁾	SS-1	0.17	0.13	-	17.8	9.28	9.08	0.89
AT ⁽³⁾	SS-2	0.17	0.18	-	17	9.5	10	3.5

(1) AM ϕ = 1,2 mm (2) ER ϕ = 3,25 mm; (3) AT ϕ = 1,6 mm; SS-1 / 2: Aço inoxidável austenítico ao Co.

Para aspersão térmica foram usados os materiais cuja composição química nominal é apresentada na tabela 4.2. Os materiais MCrAlY e aço inoxidável ao Co (SS-2) foram comparados com materiais de já reconhecida resistência à cavitação, depositados através dos processos ASP e HVOF. Utilizou-se pó, AM e arame tubular para o SS-2, aplicado através de ASP.

TABELA 4.2 - Composição química (% peso) nominal dos revestimentos aspergidos

Simbología	Material	C	Si	Mn	Cr	Outros	Rest
AM ⁽¹⁾	Stelloy 60 G	0,55	4,97	0,17	14,2	2,73 B; 4,76 Fe	Ni
AM ⁽¹⁾	Corodur 35	0,1	1,3	1	29	3 B	Fe
AM ⁽¹⁾	X46Cr13	0.46	-	-	13	-	Fe
Pó ⁽²⁾	Stellite 6	1	1	-	28,5	4 W; 1,8 Fe	Co
Pó ⁽³⁾	MCrAlY	-	2.8	-	25	5.5 Al; 1 Ta; 0.6 Y	Ni

(1) ϕ = 1,2 mm; (2) -45+16 μ m; (3) -45+11 μ m.

4.1.2. - Processos de soldagem

A deposição dos revestimentos foi feita no Laboratório de Soldagem da UFSC, utilizando-se a fonte de soldagem multi-processo MTE DIGITEC 300, que permite trabalhar com eletrodo revestido e arame (maciço ou tubular) usando corrente pulsada e pulsação térmica. Na automatização do processo foi empregado um robô industrial modelo V15 da Reis.

O processo MIG foi aplicado na forma de corrente pulsada convencional e térmica. A corrente pulsada é uma variante do processo de transferência "spray", onde a otimização dos parâmetros permite que a transferência metálica se dê através de uma gota por pulso, com uma baixa corrente média, em curtíssimos espaços de tempo, ou seja num nível de frequência adequado para controlar a transferência de material de aporte. A figura 4.1 mostra a característica das ondas de pulso de corrente, na qual a corrente de soldagem varia conforme dois patamares, corrente de base (I_b) e corrente de pulso (I_p), onde I_p objetiva fundir, destacar e projetar a gota metálica.

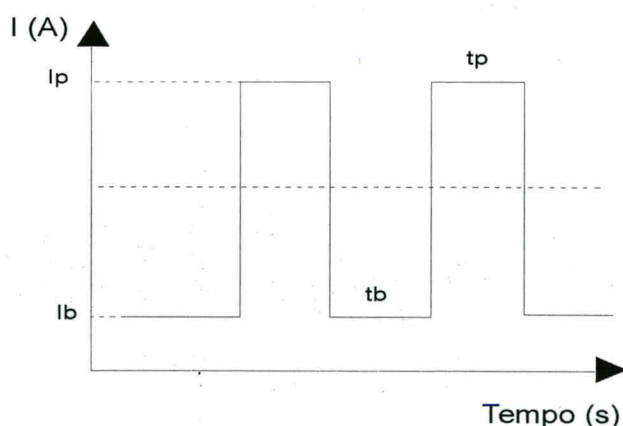


FIGURA 4.1- Características das ondas de pulso de corrente

No MIG térmico adicionaram as vantagens da pulsação térmica tal como utilizados no processo TIG, que provê um nível de frequência adequado para ter efeito sobre a poça metálica (zona termicamente afetada mais estreita, controle da zona fundida e curto espaço de tempo em temperaturas elevadas, na sucessão do pulso). Trabalhou-se com pulsação em dois níveis de frequência em tempos predeterminados para as fases de pulso térmico t_1 e fase de base térmica t_2 . Na figura 4.2 mostra-se a característica de pulso em forma genérica do processo de pulsação térmica, onde aparecem os valores de corrente de pico (I_p), de base (I_b) e médios (I_m).

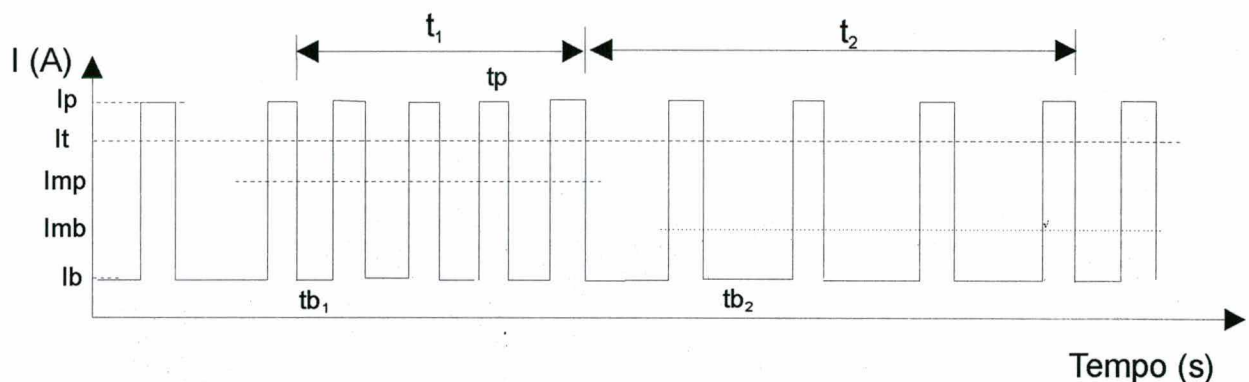


FIGURA 4.2 - Característica do pulso em pulsação térmica

Os parâmetros de soldagem utilizados para os processos MIG e SMAW encontram-se na tabela 4.3:

TABELA 4.3 - Parâmetros utilizados para soldagem

MIG Térmico								
Fase de pulso térmico								
Consumível	I _p (A)	I _b (A)	t _p (ms)	t _b (ms)	v _a (m/min)	v _s (cm/min)	T ₁ (s)	Q [kJ/cm]
309L-16Mo	300	55	3.6	3.2	7	25	0.5	-
AT	300	30	5.3	8.0	8	25	0.5	14.5
Fase de base térmica								
309L-16Mo	300	55	3.6	10.0	3.5	25	0.5	-
AT	300	30	5.3	18.0	3.5	25	0.5	9.5
MIG Pulsado Convencional								
Consumível	I _p (A)	I _b (A)	T _p (ms)	t _b (ms)	v _a (m/min)	v _s (cm/min)	Q [kJ/cm]	
AT	300	30	3.5	4.5	6	25	26	
Eletrodo Revestido								
Consumível	I _s (A)				V _s (cm/min)		Q [kJ/cm]	
ER	120				≈ 25		17	

Aproveitando a facilidade de automação dos equipamentos foram preparados corpos de prova utilizando oscilação da tocha, quando soldando pelo processo MIG. Foram usadas frequências de oscilação de 1 e 2 Hz.

4.1.3.- Processos de aspensão térmica

Na deposição de camadas por aspensão térmica a arco elétrico (ASP) empregaram-se parâmetros standard, recomendados pelo fabricante. Porém, no revestimento SS-2, utilizaram-se também parâmetros de deposição para atomização fina, ou seja, pressão de ar comprimido mais elevada e maior corrente (Tabela 4.4).

Todos os trabalhos desenvolveram-se na firma RHV através de um equipamento marca OSU LD/U2 Maschinenbau tipo G30.

TABELA 4.4 - Parâmetros utilizados para processo a ASP

Parâmetros	Parâmetros "Standard" (SS-2)	Atomização Fina (SS-2af)
Corrente [A]	140	180 –190
Ar comprimido [Bar]	3	4.3
Velocidade [m/min]	3.3 –3.8	4.5 – 5
Distancia [mm]	140	140

O equipamento utilizado no revestimento por HVOF foi o sistema DJ 2600 da firma Linde AG com pistola Sulzer Metco e parâmetros da tabela 4.5.

TABELA 4.5 - Parâmetros utilizados para o processo HVOF

Hidrogênio (m ³ / h)	38,2
Oxigênio (m ³ / h)	8,8
Ar (m ³ / h)	22,5
Distancia pistola-corpo de prova (mm)	250
Veloc de alimentação do pó (g/min)	80

4.2.- Corpos de prova

Os corpos de prova (CP's) soldados foram construídos a partir de chapas de aço carbono ASTM 1020.

O revestimento de aço inoxidável austenítico ao Co foi feito com duas ou três camadas de aproximadamente 3 mm cada uma em posição plana, depositando-se sobre duas camadas de material de amanteigamento AWS E309L

Para os ensaios ultra-sônicos de erosão por cavitação, foram extraídos CP's com dmensões laterais superiores a 16 mm, conforme ilustrado na figura 4.3:

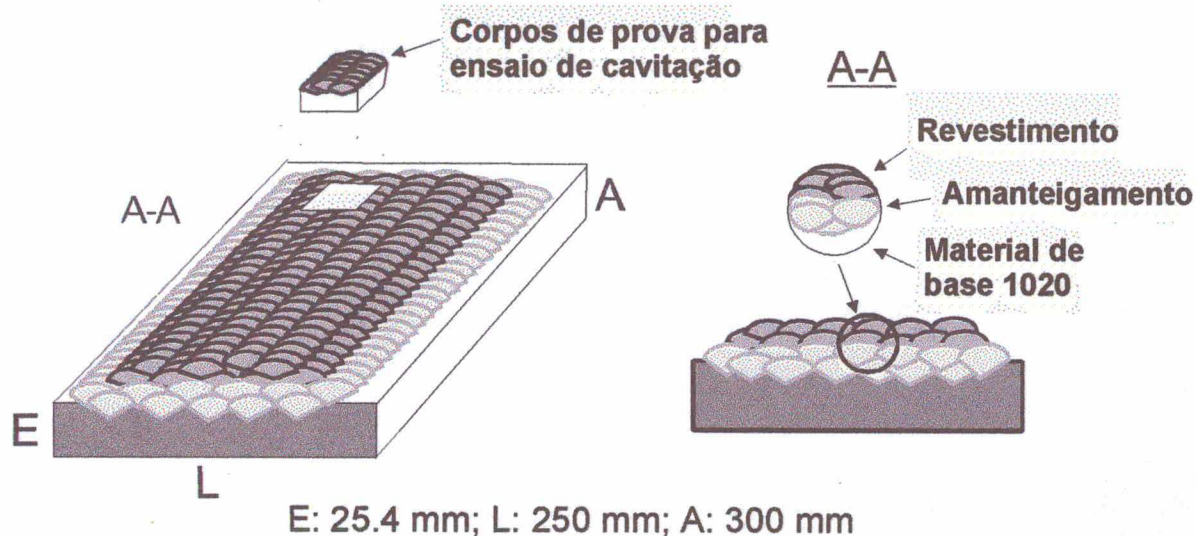


FIGURA 4.3 - Corpos de prova soldados: (Esq.) Para ensaio de cavitação; (Dir.) Para avaliação do efeito da diluição

Os CP's para a condição aspergida foram construídos a partir de 5 chapas com dimensões de $70 \times 70 \times 4 \text{ mm}^3$. As chapas para aspersão foram montadas num dispositivo que permite manter os CP's perpendicularmente à pistola, sendo a velocidade de deslocamento lateral de 0,5 m/s, (Figura 4.4). A separação entre passes de 3-5 mm com espessuras das camadas da ordem de $1270 \mu\text{m}$ para o ASP e de $450 \mu\text{m}$ para HVOF.

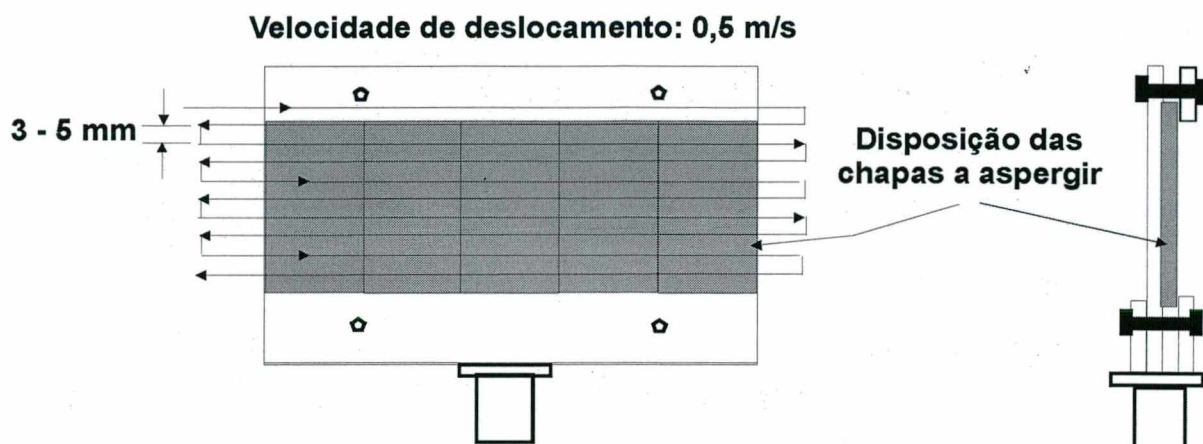


FIGURA 4.4 - Dispositivo para revestimento por aspersão com indicação da sequência e separação dos passes

Adicionalmente, para o estudo do grau de oxidação e fusão das partículas, aspergiu-se cada um dos materiais a testar em água. Isto é, colocando a pistola numa posição vertical a uma cuba (Figura 4.5) com 50 - 80 mm de água, distante de 140 mm da superfície da água. Do material aspergido por 30 s, posteriormente coletado e seco no forno aproximadamente 1 cm^3 , foram caracterizadas a sua morfologia e microestrutura no MEV.

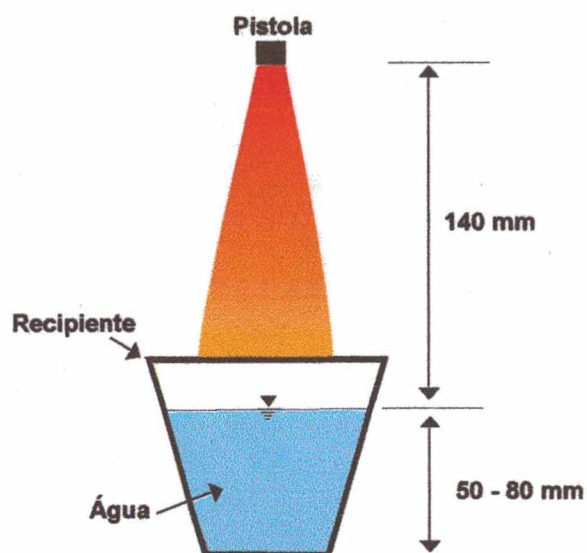


FIGURA 4.5 - Ilustração da aspensão em água

4.3.- Tratamentos térmicos, refusão por TIG e pré-deformação

Os revestimentos soldados com arame tubular (SS-2) foram submetidos a diferentes tratamentos objetivando verificar o efeito de alterações microestruturais pré-determinadas no comportamento à cavitação.

4.3.1.- Tratamento térmico

Tratamentos a 1100 °C e 1000 °C durante uma (1) hora foram efetuados para produzir recristalização, enquanto os tratamentos levados a 700° C durante duas e seis (2 e 6) horas visaram a precipitação de carbeto de cromo em contorno de grão. Os resfriamentos ocorrem no forno.

Após o tratamento os revestimentos soldados foram preparados mediante lixamento e polimento para estudo metalográfico, eliminando os efeitos da oxidação.

Também realizou-se tratamento térmico subzero para induzir a transformação de fase martensítica. Portanto, os corpos de prova foram colocados em um vaso com nitrogênio líquido ($-196\text{ }^{\circ}\text{C}$) durante 10 minutos.

4.3.2.- Refusão por TIG

A refusão foi feita diretamente sobre o revestimento soldado sem esmerilhamento prévio, apenas com remoção dos salpicos. Como a camada não é totalmente plana, apresentando curvatura, os passes TIG foram feitos no sentido transversal à direção da solda, procurando evitar a variação da distância eletrodo - peça ao longo da solda (Figura 4.6).

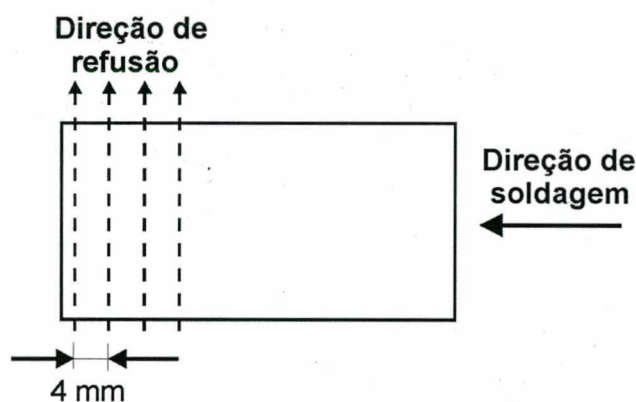


FIGURA 4.6 - Esquema de refusão por TIG

Foi utilizado eletrodo de Tungstênio com 2 % de Thorina ($W + 2\text{ \% ThO}_2$) de diâmetro $\phi = 2,4\text{ mm}$ e ângulo da ponta de 60° . Os passes foram feitos com uma distância entre si de 4 mm e sob 3 distintos aportes térmicos. Os parâmetros de refusão encontram-se na tabela 4.6:

TABELA 4.6 - Parâmetros de refusão por TIG

Parâmetros	CP's		
	I	II	III
Distancia eletrodo – peça [mm]	1,5	1,5	1,5
Proteção gasosa – Argônio [litros/min]	14	14	14
Corrente - CC (-) [A]	120	80	60
Tensão [V]	13,5	12	12
Velocidade de soldagem [cm/min]	10	15	20
Calor Aportado [kJ / cm]	6,0	2,3	1,3

4.3.3.- Pré - deformação

Realizaram-se, em corpos de prova soldados, pré - deformações de 10%, 20% e 30% à temperatura ambiente, visando a obtenção de diferentes níveis iniciais de martensita e verificar a sua influência durante o período de incubação do fenômeno da cavitação.

Inicialmente, com o objetivo de averiguar o efeito da direção de laminação, comparou-se o resultado de deformação nas direções paralela e transversal ao cordão de solda. Uma vez constatado, através de raios X, que os picos de difração não mudavam (altura, posição e espessura) com a forma de laminação, decidiu-se fazer as pré-deformações na direção paralela à soldagem (Figura 4.7). Para este propósito utilizou-se uma laminadora pertencente a Uni Bw Hamburg.

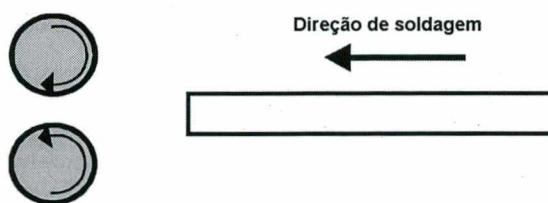


FIGURA 4.7 - Esquema indicativo entre a direção de laminação e a de soldagem.

4.4.- Caracterização microestrutural

A análise microestrutural foi efetuada por **microscopia ótica**, sendo os corpos de prova embutidos a quente, lixados com papel de carbetto de silício de granulometria 320 e 600 e polidos com pasta de diamante até 0,25 μm . A microestrutura foi revelada com os reagentes V2-A e Murakami, (Petskow, 1978) e observada sob aumento de até 1000 vezes.

O **tamanho de grão** foi determinado sobre a superfície seguindo a metodologia aconselhada pela norma ASTM E 112 (1974). Utilizaram-se os métodos de comparação e do círculo. No primeiro caso foram comparadas duas regiões representativas da microestrutura, sob aumento de 100 vezes, às correspondentes da norma; além disso utilizou-se o método do círculo com aumento de 200 vezes.

A **microdureza** foi determinada com o auxílio de microdurômetros marcas Leitz Wetzlar e HMV 2000 da Shimadzu. A penetração possível mediante a utilização desta técnica é da ordem de 10 μm , o que a torna viável em princípio para detectar as mudanças locais da dureza nas proximidades da superfície erodida. Para a estimativa do encruamento, como função do tempo de ensaio, foi estabelecida a dureza Vickers (HV 0,3) sobre a superfície, durante o período de incubação. Para avaliar a dureza como função da distância sob a superfície erodida, utilizou-se medições de dureza Knoop (HK 0,025) na seção transversal, com a menor diagonal orientada

perpendicularmente à superfície cavitada. Este método torna-se apto para estudar a evolução do encruamento nas imediações da superfície erodida. Previamente à avaliação da dureza, os corpos de prova foram cortados transversalmente à zona cavitada, embutidos a quente com baquelite preta para impedir a deformação nas proximidades da superfície e polidos até 0,25 µm. Devido ao encruamento diferenciado da superfície, determinou-se a dureza em 5 zonas diferentes, em 5 pontos por zona, visando diminuir a dispersão dos valores medidos e aceitando aqueles com erro menor ou igual a 10%.

A elevada magnificação e a profundidade de campo fazem do **microscópio eletrônico de varredura (MEV)** uma ferramenta ideal para a observação dos detalhes topográficos do dano produzido pela cavitação. A caracterização dos fatores da superfície erodida como função do tempo de ensaio permite a identificação dos mecanismos básicos responsáveis pela erosão durante o fenômeno da cavitação. A otimização dos parâmetros de observação do MEV, como corrente, voltagem de aceleração do feixe de elétrons e distância de trabalho permite elevada amplificação conseguindo-se a observação dos finos detalhes.

Aproveitou-se a capacidade deste equipamento por meio da utilização da técnica EDX para a **análise química** da superfície e da diluição atingida nos diferentes passes e corpos de provas. Os aparelhos utilizados foram os XL 40 e 41 fabricados pela Philips.

As análises com o **microscópio eletrônico de transmissão (TEM)** foram realizadas em lâminas delgadas do revestimento soldado preparadas através de eletro-polimento. O aparelho usado foi o EM 400 (120 Kv) marca Philips. Esta técnica

provê informação sobre a morfologia, distribuição e inter-relação entre as diferentes fases, como também informação dos mecanismos de deformação.

Uma estimativa da evolução das fases presentes foi feita por difração **raios - X**. No caso particular dos aços inoxidáveis austeníticos, as fases de particular interesse são aquelas que resultam das transformações martensíticas induzidas por deformação. Nos estudos empregou-se um difratômetro tipo XRD – 3000 PTS da firma Seifert, utilizando radiação $\text{CoK}\alpha$, parâmetros I: 30 mA, U: 40 Kv e ângulo 2θ : 30° até 180° . Para as primeiras leituras, utilizou-se uma velocidade de análise de $0.05^\circ/\text{min}$, uma vez determinada a posição dos picos, aumentou-se a velocidade de varredura a $0,2^\circ/\text{min}$. A identificação das fases foi feita através dos padrões ASTM reunidos num programa gravado em CD-ROM (1995).

A análise quantitativa foi realizada sobre a superfície dos corpos de prova após 0, 5, 10, 25, 35 e 45 horas de ensaio de cavitação, determinando a posição e a intensidade dos picos de reflexão correspondentes às fases:

γ	α'	ϵ
(111), (200), (220); (311)	(110)	(10.1)

A análise quantitativa seguiu as expressões de Sage et al [1950] para ligas de Cobalto puro e as de Lizak (1972) para aços Fe-Cr-Mn, utilizando o valor médio e o desvio padrão para a representação gráfica dos pontos obtidos das expressões seguintes:

Sague e Guillaud:

$$\% \varepsilon = \frac{I(10.1)\varepsilon}{I(10.1)\varepsilon + 1,5 * I(200)\gamma}$$

Lizak:

Volume (%)	(1)	(2)
ε	$\frac{I(10.1)\varepsilon}{0,67 * I(110)\alpha + 1,97 * I(200)\gamma + I(10.1)\varepsilon}$	$\frac{I(10.1)\varepsilon}{0,67 * I(110)\alpha + 0,89 * I(111)\gamma + I(10.1)\varepsilon}$
γ	$1,97 * Vol \varepsilon * I(200)\gamma / I(10.1)\varepsilon$	$0,89 * Vol \varepsilon * I(111)\gamma / I(10.1)\varepsilon$
α'	$0,67 * Vol \varepsilon * I(110)\alpha / I(10.1)\varepsilon$	$0,67 * Vol \varepsilon * I(110)\alpha / I(10.1)\varepsilon$

4.5.- Ensaio de cavitação

4.5.1.- Método de ensaio

Os ensaios de cavitação foram realizados de acordo com a norma ASTM G-32 (1992), modificada para **método indireto**, (Figura 4.8), com resposta em torno de 40 a 60% do método padrão (método direto) (Pohl et al., 1995). Foi usado um gerador ultrassônico KLN Ultraschall GmbH tipo 500, que produz uma oscilação axial da ponta do sonotrodo pelo chamado efeito piezoelétrico a uma frequência de aproximadamente 20 ± 0.2 kHz. A amplitude de oscilação, na ponta do sonotrodo, pico a pico, é de $0,05 \pm 0.0025$ mm, sob temperatura de ensaio da água destilada na cuba de $22 \pm 1^\circ\text{C}$.

A dependência da perda de massa em função do tempo [$\Delta m = f(t)$] foi medida para intervalos predeterminados, utilizando-se uma balança marca Mettler Toledo com precisão de 0.1 mg.

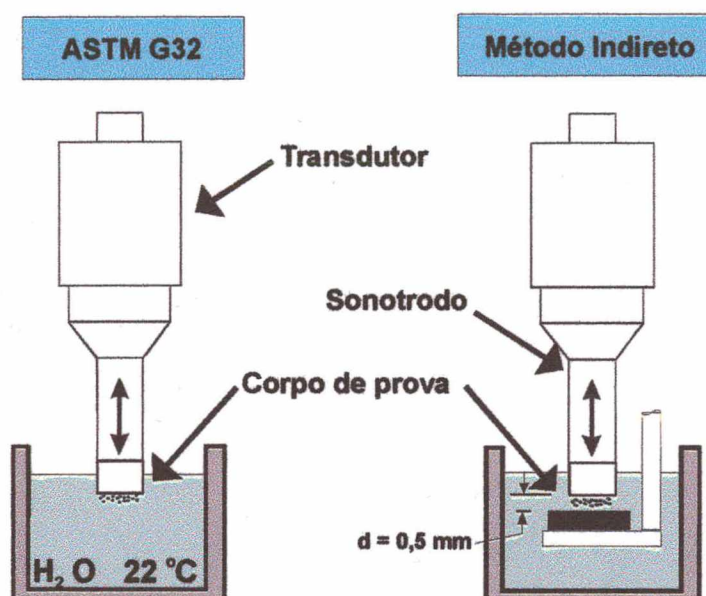


FIGURA 4.8 - Dispositivo de ensaio de cavitação acelerada: Método direto (Esquerda) e Indireto (Direita).

4.5.2.- Determinação da resposta à cavitação dos revestimentos

Do ensaio determina-se a curva de *perda acumulada de massa* em função do tempo, $\Delta m = f(t)$ (Figura 4.9), que, segundo a ASTM G40, se define como a quantidade de material perdido desde a superfície sólida durante todo o período de exposição à cavitação. A metodologia consiste na avaliação através de uma balança de precisão da perda de massa do revestimento em intervalos de tempo predefinidos.

A *profundidade média de erosão*, que a norma define como a PME, calcula-se através da perda de massa dividida pela densidade do material e a área cavitada. Permite ter uma idéia da penetração da erosão e do volume perdido, calcular a

expectativa de vida e definir o grau de severidade do dano. A avaliação deveria ser feita quando o material atingisse o regime permanente.

No estudo para a caracterização dos revestimentos à cavitação, a taxa de erosão e o período de incubação são de fundamental importância. A *máxima taxa de erosão* [$dm/dt (max.)$] e a *taxa em regime permanente* [$dm/dt (min)$] determinam-se através da curva de perda de massa acumulada. Define-se a máxima taxa de erosão à velocidade de saída de material antes de atingir o regime permanente, enquanto a taxa de erosão em regime permanente se atinge quando a saída de material se estabiliza e a curva tende a se aplanar. Neste período, já não existe material virgem.

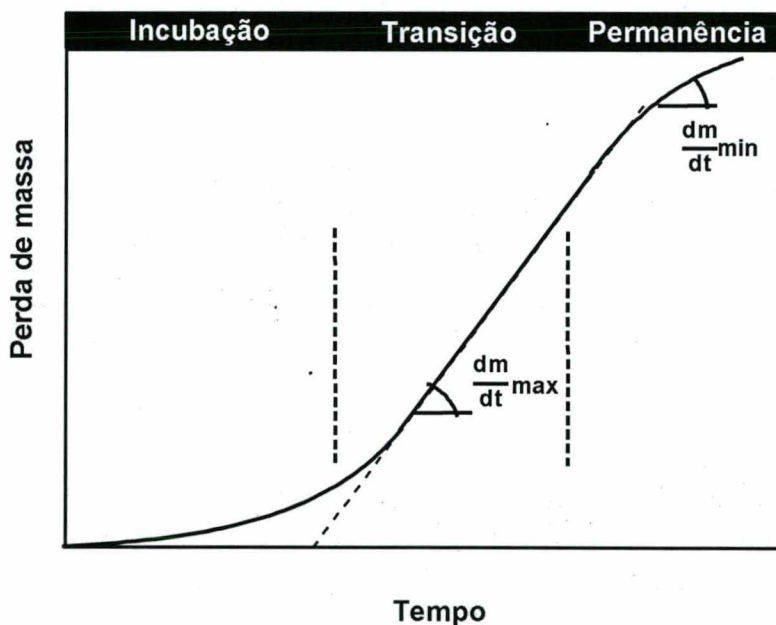


FIGURA 4.9 - Curvas características (perda de massa e taxa de erosão) de um revestimento maciço / soldado no ensaio de cavitação

A metodologia de ensaio para materiais maciços / soldados consistiu em medir cada 5 horas a perda de massa, fixado o tempo total de ensaio em 45 h, após prévia

verificação de que a taxa de erosão nesse tempo era comparável à taxa para 75 h. Para os revestimentos aspergidos, mediu-se a perda de massa a cada 1 h, e a avaliação de sua performance foi feita até 5 horas, sendo suficiente para a determinação da taxa de erosão.

Após o ensaio foram analisados os dados obtidos das medições, considerando-se aqueles pontos da curva com perda de massa crescente. A tangente à curva e sua interseção com o eixo "x" determina o período de incubação e sua tangente à máxima taxa de erosão. A taxa de erosão em regime permanente foi determinada no momento que a saída de material se estabiliza em valores constantes e menores à máxima taxa de erosão. Esta foi a metodologia utilizada por Rao et al (1977) e denominada de método da tangente. Os valores foram ajustados por regressão linear utilizando o programa Statistics 4.5.

Para os materiais aspergidos, a metodologia de cálculo foi similar, mas a inexistência do período de incubação leva somente a considerar a taxa de erosão para o regime permanente, que é atingida rapidamente.

4.5.3.- Variação da composição química entre camadas

Aplicando-se a metodologia proposta por Ahmed et al. (1991) e as observações de Louis et al. (1992), avalia-se o efeito da composição química na resistência à cavitação das diferentes camadas de amanteigamento e revestimento depositadas por soldagem.

Para o estudo, ensaio-se à cavitação corpos de prova extraídos transversalmente aos cordões (Figura 4.3 - Dir), monitorando-se o comportamento erosivo em cada camada através de medidas de rugosidade Ra (desvio médio

aritmético) e R_y (altura máxima das irregularidades) segundo a norma DIN 4768 [1990]. Os rugosímetros empregados foram Mitutoyo Surftest-211 e Mahr Perthen.

O procedimento utilizado consistiu em monitorar a evolução da rugosidade em 5 pontos diferentes das duas camadas de revestimento e primeira do amanteigamento, acompanhando esses valores com medidas de composição química. Não se avaliou o material base e a última camada do amanteigamento evitando-se assim o possível efeito da ação galvânica devido à diferença de potencial eletroquímico dos diferentes tipos de aços.

5.- ANÁLISE DO DESEMPENHO DE REVESTIMENTOS SOLDADOS

5.1.- Comparação entre revestimentos soldados por eletrodo revestido e arame tubular

A figura 5.1 compara dados da literatura e experimentais, mostrando inicialmente que os revestimentos com aços inoxidáveis austeníticos ao Co manifestam resistência à cavitação mais de uma ordem de grandeza superior aos materiais tradicionais (chapa de aço inoxidável AISI 316 ou revestimentos com eletrodo AWS 309L-16) (Simomeau et al. 1987). Além disso, os revestimentos aplicados com processo MIG apresentaram um período de incubação 50 % superior em relação ao aplicado por SMAW. Nos ensaios de cavitação mediu-se 8 e 12 horas para as condições soldadas com eletrodo revestido (ER) e arame tubular (AT) pelo processo MIG pulsado convencional (PN), respectivamente. Enquanto que as taxas de erosão tomam valores comparáveis (0,4 mg/h) (Barra, 1998).

Nesse trabalho, a deposição do mesmo material empregando processo MIG pulsado (PT) trouxe um incremento adicional de 20% no período de incubação (15 horas), uma queda em torno de 18 % na perda de material e taxas de erosão comparáveis quanto à condição normal de soldagem (PN).

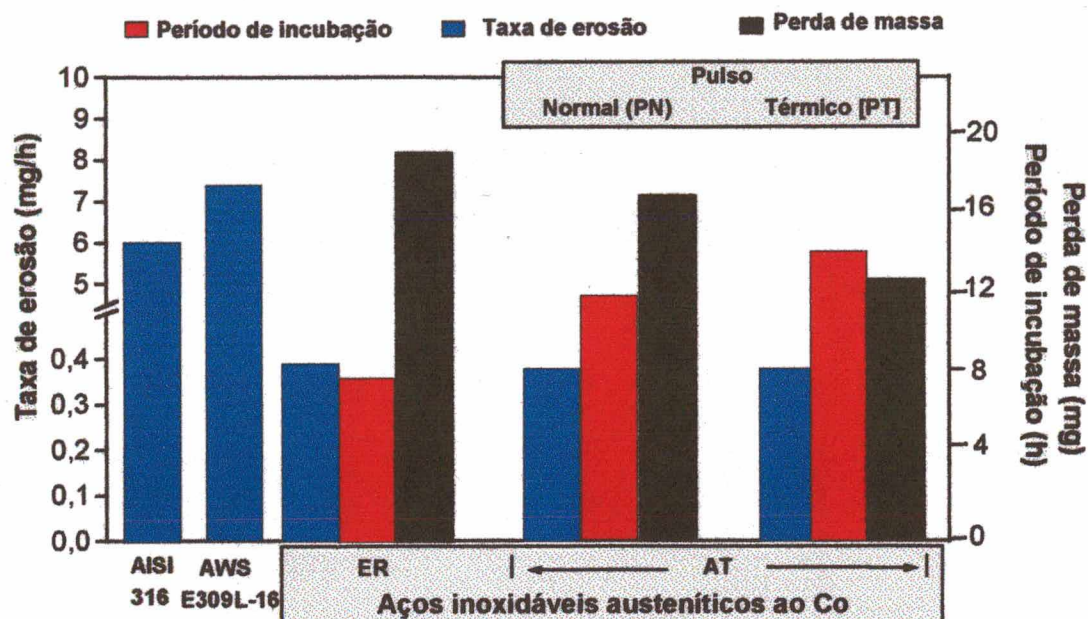


FIGURA 5.1 - Performance à cavitação da chapa de aço inoxidável 316 e revestimentos AWS 309L-16 e inoxidável austenítico ao Co (ER e AT)

A resistência superior dos revestimentos austeníticos ao Co em relação ao consumível inoxidável 316 está ligada aos mecanismos de deformação e transformações de fases intrínsecos a essas ligas conforme revelavam os estudos anteriores comentados no capítulo 3 [Simoneau et al, 1987]. O melhor desempenho do revestimento soldado pelo processo MIG (maior tempo de incubação) seria explicado pela diferente composição química, uma vez que não foi significativa a diferença de tamanho de grão. As diferenças de composição química são oriundas de:

a) Teor de Si inicial bastante mais elevado (3,5 % - Tabela 4.1 – Capítulo 4) no AT e variação na relação de Mn e Co. O cálculo das temperaturas de transformação, segundo as expressões 3.1 e 3.2 (Capítulo 3), sem considerar a diluição, revela que os depósitos soldados com arame tubular são mais estáveis à transformação de fase (M_s :

-210 °C e Md_{30} : -40 °C) em comparação aos revestimentos feitos com eletrodo revestido (Md : -146 °C e Md_{30} : 5 °C).

b) A diluição encontrada nos revestimentos soldados pode apresentar nível distinto em função não só do tipo de processo de soldagem, como também do grau de automação e das técnicas de deposição. As camadas depositadas com MIG pulsado convencional (PN) e térmico (PT) apresentam uma diminuição no nível de diluição, isto é, com o emprego de pulsação obtém-se um menor nível de diluição (20-25%) em comparação com o processo SMAW (30%). Além disso, o MIG térmico, em relação ao pulsado convencional, utiliza dois níveis de frequência de pulsação, conduzindo a um perfil serrilhado de diluição (Figura 5.2).

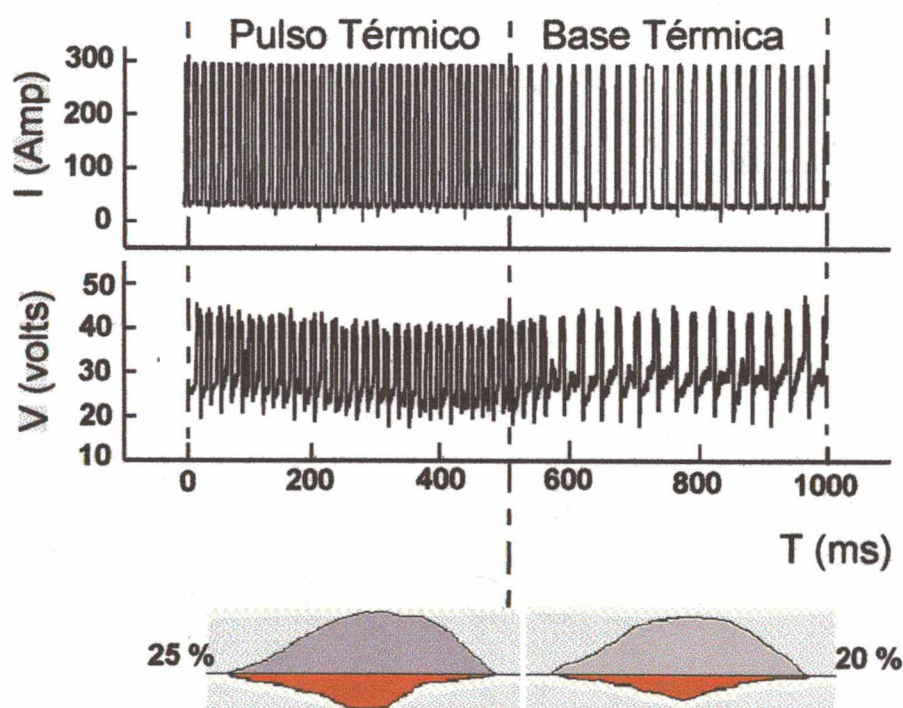


FIGURA 5.2 - Variação do perfil de diluição na soldagem com pulsação térmica.

A utilização de MIG térmico produz a formação de zonas com erosão diferenciada na forma de “escamas” (Figura 5.3), pontos A, B e C que atuaram em detrimento de sua resistência à cavitação. As zonas menos desgastadas (Figura 5.4) apresentaram concentrações mais elevadas de Co, Si e Mn.

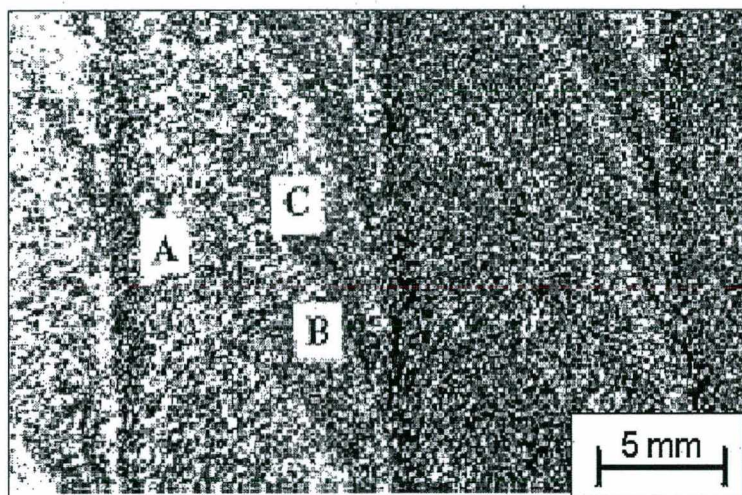


FIGURA 5.3 - Macrografia da superfície mostrando as “escamas”.

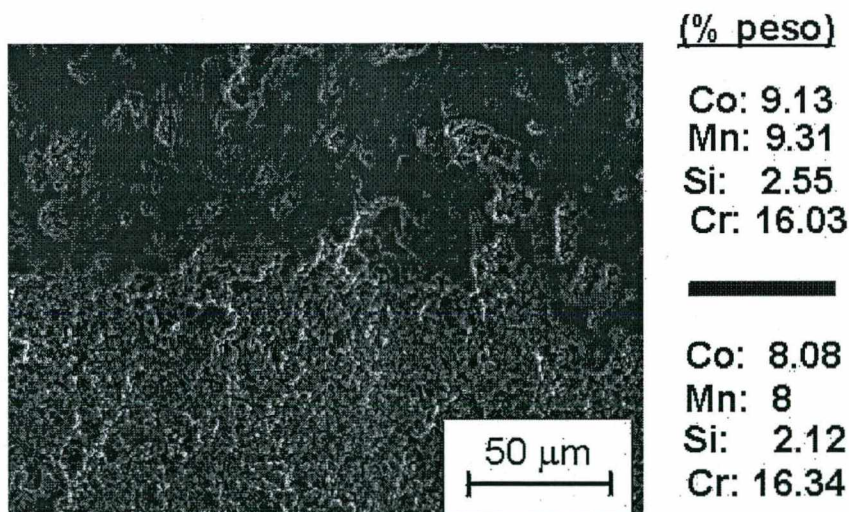
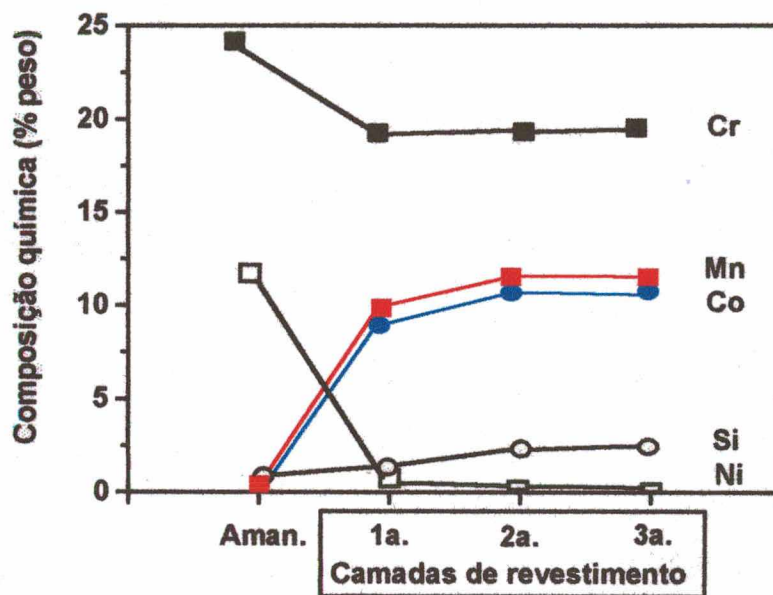


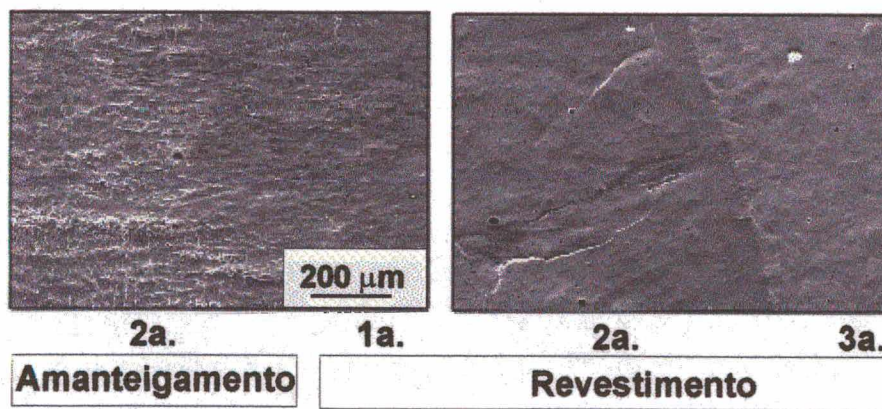
FIGURA 5.4 - Diferença de desgaste e composição entre as zonas B e C

O efeito da diluição sobre a resistência à cavitação pode melhor ser analisado através do estudo da seção transversal à solda. Na figura 5.5 vê-se como a variação de

composição química entre as diferentes camadas conduz a um comportamento distinto à cavitação, observando-se que nas vizinhanças do metal de base (2ª camada de amanteigamento) a erosão foi mais severa, e, quanto mais próxima a composição química da camada daquela do metal de aporte puro, a erosão é menor.



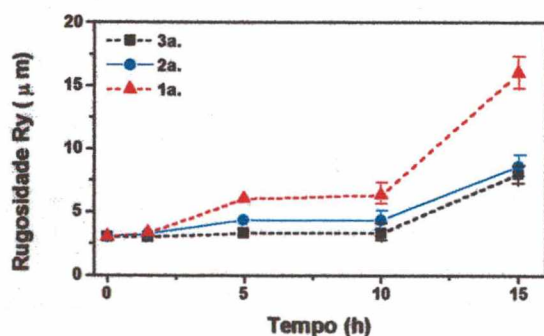
a)



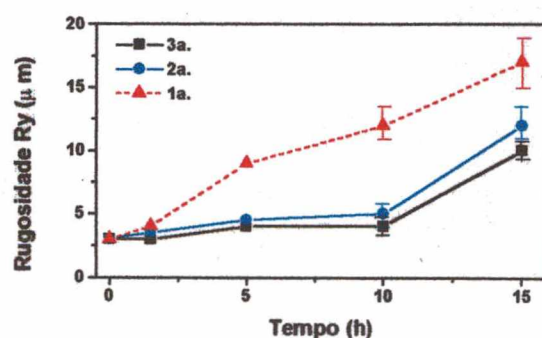
b)

FIGURA 5.5 - a) Variação da composição química nas diferentes camadas. b) Seção transversal à solda. Desgaste diferenciado entre as camadas de amanteigamento e revestimento soldado com MIG (AT).

Observa-se que o tipo de processo ou procedimento de soldagem, em função do nível de diluição, exerce importante papel na resistência à cavitação, principalmente sobre a 2ª camada dos depósitos. Um melhor entendimento obtém-se das medidas de rugosidade. As figuras 5.5 mostram que durante a cavitação as camadas apresentam uma rugosidade diferenciada devido ao distinto grau de deformação/erosão. As rugosidades atingidas durante o período de incubação (15 h) nas 2ª e 3ª camadas, revestidas com AT (Figura 5.6a), são comparáveis. Entretanto, o revestimento soldado com ER aponta uma diferença no comportamento entre estas camadas durante esse intervalo (Figura 5.6b). As diferenças são mais evidentes nas 1ª camadas tendo em vista a diluição do amanteigamento (AWS 309L-16). Os valores de rugosidade acompanham a evolução da deformação superficial durante o período de incubação, onde a superfície é deformada plasticamente. Conclui-se que, naqueles revestimentos com maior diluição, as superfícies deformaram-se mais, o que levou a um aumento maior de rugosidade, daí que as 2ª e 3ª camadas do revestimento soldado com MIG, com diluição menor e comparável, apresentaram rugosidades semelhantes.



a)



b)

FIGURA 5.6 - Variação da rugosidade (R_y) durante o período de incubação para 3 camadas de: (a) AT (MIG) e (b) ER (SMAW)

Os valores de rugosidade da terceira e segunda camadas no revestimento soldado com MIG estão dentro de seus desvios standard, enquanto que os valores para a primeira são elevados; esta situação não acontece para SMAW.

5.2.- Otimização da resistência à cavitação dos revestimentos

5.2.1.- Soldagem automatizada por MIG térmico e tecimento

Nesse trabalho, analisa-se, em maior detalhe, como a soldagem com MIG automatizado e as mudanças associadas aos novos procedimentos de soldagem influenciaram na resistência à cavitação.

Na utilização de uma célula robotizada para MIG trouxe vantagens operacionais, maior controle dos possíveis defeitos e uma melhora na planicidade superficial quando comparada à soldagem manual com eletrodo revestido (SMAW). Esses aspectos foram objeto de mestrado na UFSC [Barra, 1998]

Na figura 5.7 observa-se o efeito introduzido pela implementação do tecimento (2Hz) na resistência à cavitação dos revestimentos, produzindo-se um aumento em torno de 60 % no período de incubação (20 horas) e uma queda aproximada de 30 % na taxa de erosão (0,3 mg/h). A utilização de 1 Hz como frequência de tecimento durante a soldagem não influencia relevantemente no período de incubação em relação à condição soldada com pulso térmico (PT), sendo a queda registrada na perda de massa decorrente da diminuição da taxa de erosão (aproximadamente 20%).

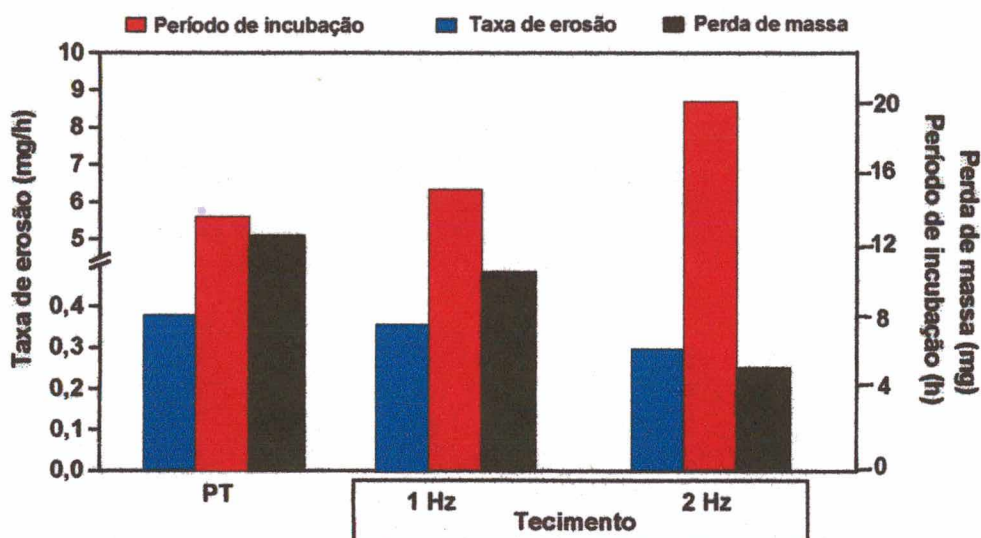


FIGURA 5.7 - Comportamento dos revestimentos austeníticos ao Co soldados com MIG térmico sem e com tecimento (1 e 2 Hz)

A melhora introduzida pelo tecimento, quando comparado com a situação soldada com pulsação térmica (PT), pode-se atribuir a uma maior homogeneidade estrutural / química decorrente da agitação da poça de fusão, já que os revestimentos não mostraram uma mudança no tamanho de grão que justifique este comportamento como observado por Barra (1998). Constatou-se que existe variação no volume relativo de fases entre os corpos de prova sem e com tecimento nos diferentes períodos da cavitação (Figura 5.8).

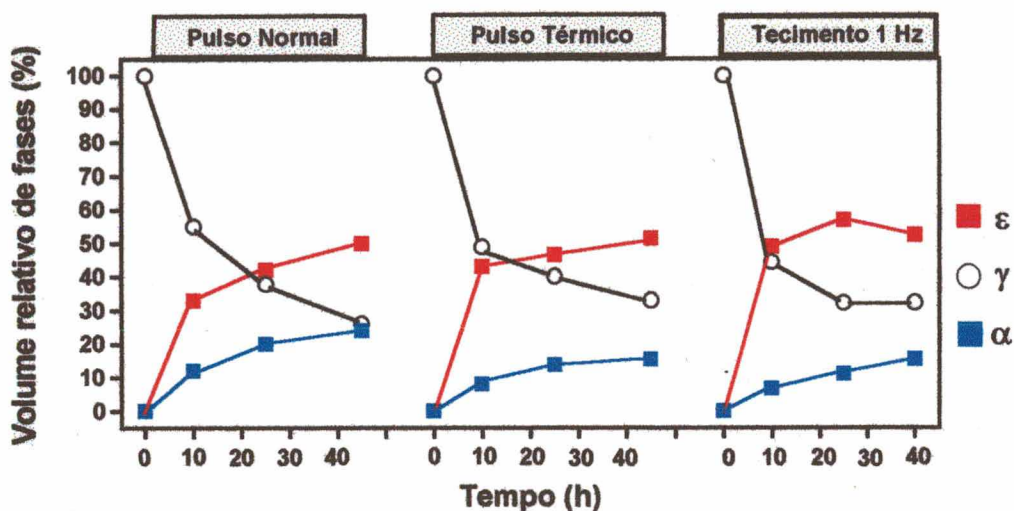


FIGURA 5.8 - Transformações de fases nos revestimentos soldados com pulso térmico sem e com tecimento

O revestimento soldado com tecimento (1 Hz) apresenta maior volume de martensita ϵ durante o período de incubação, enquanto que no regime permanente a martensita ϵ desce e a α' cresce, sugerindo a ocorrência de transformações do tipo $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ e $\gamma \rightarrow \alpha'$. Entretanto, no revestimento sem tecimento (PN e PT), atinge-se maior volume relativo de fase α' e menor de ϵ durante a incubação, enquanto que no regime permanente os conteúdos de ϵ e α' crescem às custas da austenita γ , registrando-se transformações do tipo $\gamma \rightarrow \epsilon$ e $\gamma \rightarrow \alpha'$.

5.2.2.- Refusão por TIG e Tratamentos Térmicos

A utilização da refusão por TIG conduz a uma melhora da resistência à cavitação dos revestimentos, conforme mostra a figura 5.9, onde toma-se como referência a condição soldada por GMAW com pulsação térmica (PT). A diminuição do aporte de energia de 6.0 a 1,3 kJ/cm conduz a um aumento considerável no período de

incubação, aproximadamente 70 % (de 14,5 a 21 horas) e uma queda importante da perda de massa e MDP (em torno de 4 vezes). A taxa de erosão é aproximadamente 50 % inferior (de 0,4 a 0,26 mg/h).

O tratamento térmico (TT) a 1000 °C também aumenta o período de incubação em torno do 45 % e diminui a taxa de erosão em aproximadamente (10 %) quando comparado com os revestimentos soldados. Todavia, o tratamento a 1100 °C conduz a uma pior performance dos revestimentos, registrando-se uma queda no período de incubação (20 %) e um aumento da taxa de erosão (10%).

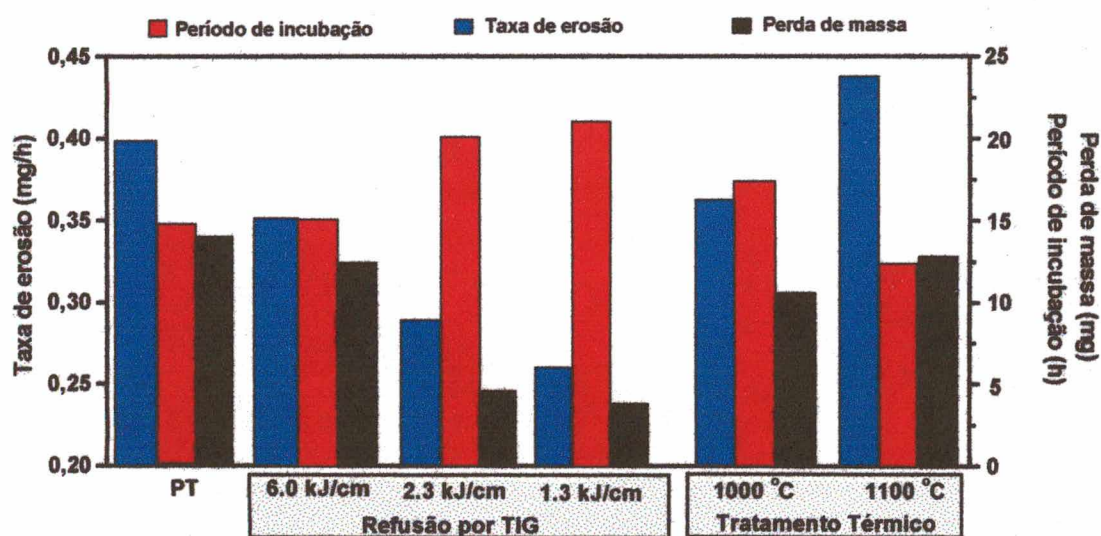


FIGURA 5.9 - Efeito da refusão por TIG e tratamentos térmicos sobre o comportamento dos revestimentos austeníticos ao Co

O menor aporte térmico nos revestimentos soldados com PT (Valor médio: 12 kJ/cm) levou a uma diminuição no tamanho de grão quando comparado com o PN (26 kJ/cm), passando de ASTM 4 a 5, com diâmetros nominais aproximados de 90 e 65

μm , respectivamente, (Figuras 5.10 a e b). A espessura e dureza das camadas foram da ordem de 3 - 3,5 mm e 300 HV, respectivamente. Caberia ainda registrar que não foi verificada variação no tamanho de grão (ASTM 5) ao longo do cordão depositado com pulsação térmica (Min / Max: 9,5 / 14,5 kJ/cm).

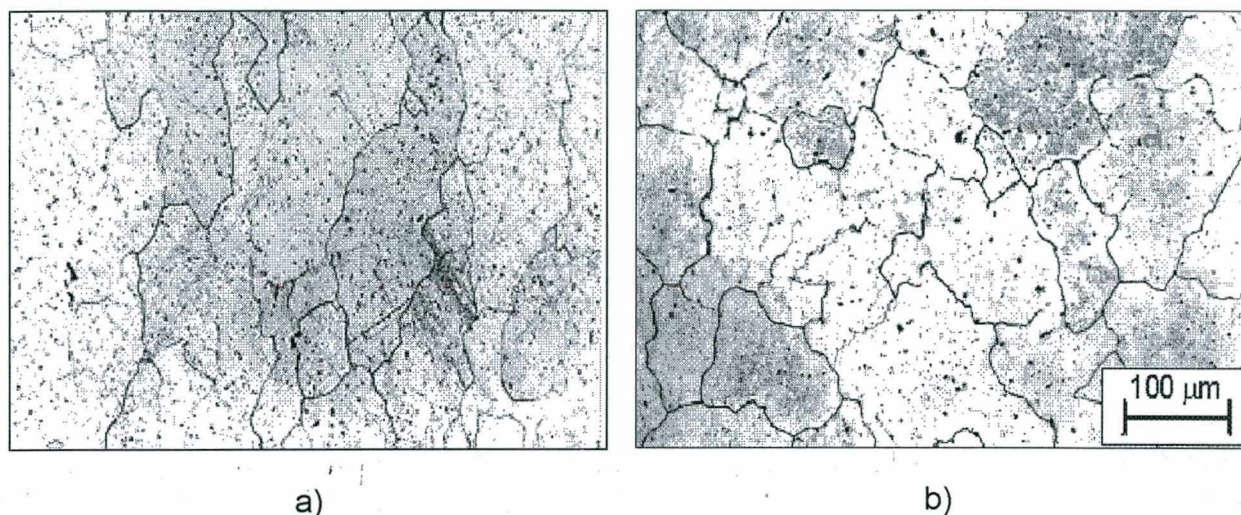


FIGURA 5.10 - Revestimento soldado com processo MIG: a) PN, (26 kJ/cm), ASTM 4.
b) PT (9,5 kJ/cm), ASTM 5

A microestrutura resultante da refusão está ligada ao calor aportado e à condição de resfriamento. Desta forma, a refusão superficial, seguida de um rápido resfriamento através do substrato, produz um refinamento do tamanho de grão e um leve aumento da dureza. A refusão com 6.0 kJ/cm gerou uma camada de grão ASTM 6 (diâmetro nominal de 45 μm) e dureza de 320 HV. O menor calor aportado para as condições refundidas com 2,3 e 1,3 kJ/cm conduziram a um tamanho de grão mais fino (ASTM 7, diâmetro nominal 25 μm) e dureza da ordem de 340 HV. A profundidade das camadas atinge até aproximadamente 1500 μm .

O revestimento tratado termicamente a 1000 °C durante 1 hora produz um refinamento do grão (ASTM 6, diâmetro nominal 45 μm), enquanto que no tratamento a

1100 °C, durante 1 hora, houve recristalização e um aumento do tamanho de grão (ASTM 3, diâmetro nominal 0.125 mm).

Essas variações no tamanho de grão tiveram influência importante no período de incubação e na taxa de erosão (Figura 5.11). Observa-se que a mudança de tamanho de grão de ASTM 3 a 7 trouxe uma queda na taxa de erosão de aproximadamente 60%, enquanto que o período de incubação aumentou aproximadamente 75 %.

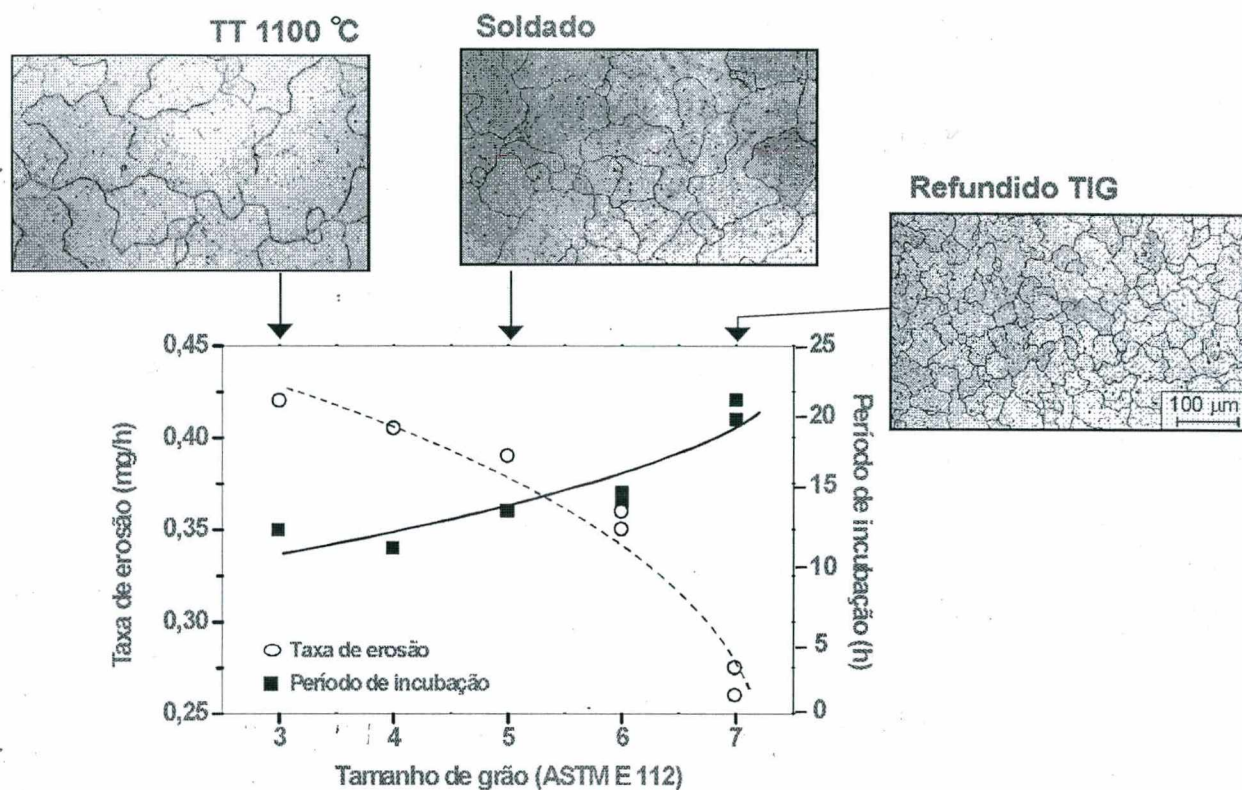


FIGURA 5.11 - Comportamento do revestimento de aço austenítico ao Co em função do tamanho de grão

Por outro lado, a difração de raios-X permite verificar que os revestimento apresentaram transformações de fases $\gamma \rightarrow \epsilon / \alpha'$ em diferentes volumes durante os períodos de incubação e regime permanente. A figura 5.12 reproduz um difratograma típico para o revestimento soldado após 45 hs do ensaio acelerado de cavitação.

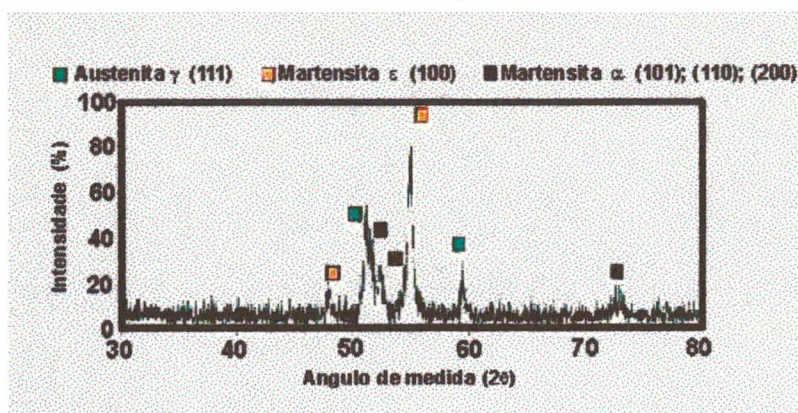


FIGURA 5.12 - Difractograma do revestimento após 45 hs de ensaio à cavitação

A figura 5.13 relaciona o tamanho de grão com os percentuais de fases martensíticas α' e ϵ nas etapas inicial (incubação) e final (regime permanente) do ensaio de cavitação. Deduz-se que durante a incubação há transformação $\gamma \rightarrow \epsilon$ na medida em que diminui o tamanho de grão, enquanto que a martensita α' permanece constante. O mesmo fato ocorre no regime permanente, mas há uma leve tendência à queda na formação da martensita α' . Isto indicaria que a redução do tamanho de grão tende a estabilizar a austenita e freiar a formação de martensita α' , contudo favorecendo a martensita ϵ .

A análise estatística mostra que há má correlação entre o tamanho de grão e as transformações de fases durante os períodos da cavitação. Apesar disso, a fase ϵ apresenta um coeficiente de correlação maior (r_{ϵ} : 0.80) quando comparado com a fase α' ($r_{\alpha'}$: 0.50).

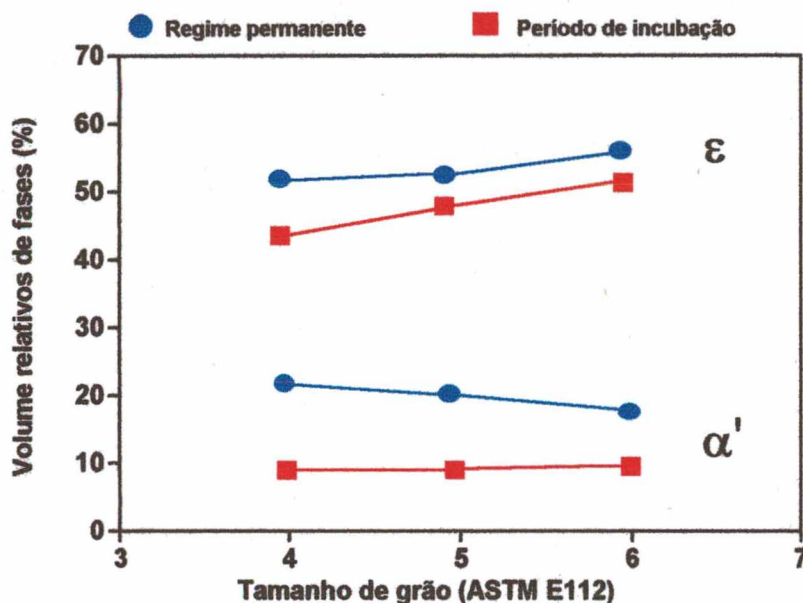


FIGURA 5.13 - Fases formadas durante o período de incubação (10 h) e regime permanente (45 h) com relação ao tamanho de grão no revestimento

Através de medidas de dureza, abaixo e sobre a superfície exposta à cavitação, verificaram-se diferenças de encruamento no revestimento soldado com PN em relação ao PT e à condição refundida por TIG (6.0 kJ/cm). A figura 5.14 aponta este fato, onde cada ponto representa o valor médio da medição em 5 (cinco) pontos, adotando aquelas com desvio padrão inferior a 10%.

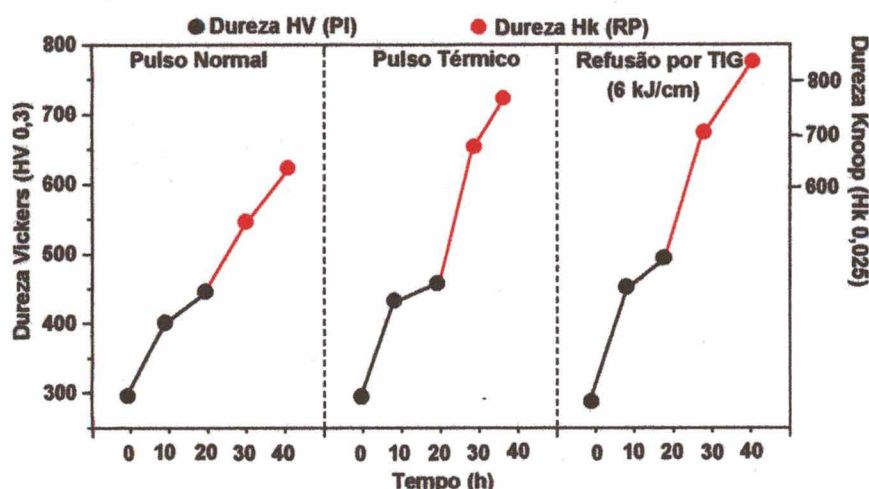


FIGURA 5.14 - Variação da dureza durante o ensaio nos revestimentos soldados MIG pulsado e térmico, e refundido por TIG

Os revestimentos de menor tamanho de grão apresentaram um encruamento superior durante os períodos da cavitação. Aparentemente, a estabilização da fase γ produz um maior número de falhas de empilhamento e maclas decorrentes dos impulsos da cavitação que contribuem para a formação de um volume superior de fase ϵ e um maior refinamento microestrutural. Depois de elevada deformação, o grande volume de martensita α' formado através da transformação de fase $\gamma \rightarrow \alpha'$ não contribui para o aumento do encruamento do revestimento.

A diferença de encruamento nos revestimentos traduziu-se numa camada encruada mais profunda e de maior dureza. A figura 5.15 apresenta os perfis de dureza tomados desde a superfície cavitada durante o regime permanente. Cada ponto representa o valor médio de 5 medições com desvio padrão inferior a 10 %.

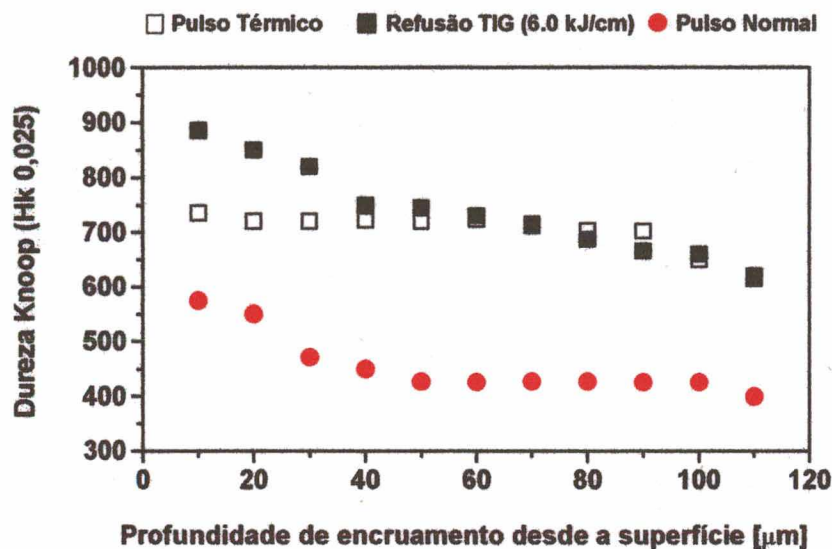


FIGURA 5.15 - Penetração da dureza desde a superfície nos revestimentos soldados com PN, PT e refusão por TIG (6 kJ/cm). 45 hs de ensaio

Aparentemente, a profundidade da camada encruada e o nível de encruamento são fortemente modificados pelo refinamento da microestrutura, sendo responsáveis pelo comportamento durante o regime permanente. Os revestimentos com tamanho de grão pequeno apontaram menor variação da dureza no interior da camada em relação à superfície, o que dificulta a propagação de microtrincas existentes no interior das cavidades formadas pela erosão.

5.2.3.- Controle do acabamento superficial e porosidade

O efeito do acabamento e porosidade na resistência à cavitação foi testado sobre revestimentos soldados de aço inoxidável AWS 309L-16 e aço inoxidável austenítico ao Co. A figura 5.16 ilustra, para o caso do revestimento AWS 309L-16, como o polimento melhora a performance à cavitação em relação à condição lixada. A condição polida apresenta menor perda de massa e maior período de incubação (5

contra 3,5 horas). Entretanto, a porosidade elimina o período de incubação, sendo mais negativo o efeito combinado do poro e acabamento com lixa. Para as condições lixadas e com poro, as perdas de volume de material, e em consequência a PME, apresentam aumentos consideráveis em relação à condição polida.\

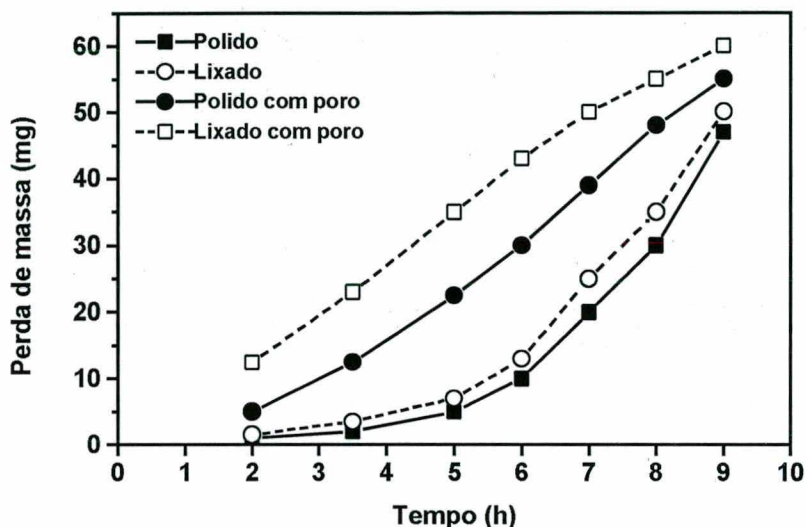


FIGURA 5.16 - Efeito do acabamento superficial e da porosidade sobre a resistência à cavitação do revestimento AWS E309L-16

Para os revestimentos com aços inoxidáveis austeníticos ao Co, a situação é similar. Em todos os casos a influência da porosidade manifesta-se através da taxa de erosão inicial, suprimindo a incubação e conduzindo a perda de material até aproximadamente 80 % maior em função do aumento do diâmetro e da densidade dos poros. A situação nas superfícies lixadas é similar, apresentando uma taxa inicial de erosão (5 hs de ensaio) e perdas de massa levemente inferiores às condições com poros (Figura 5.17).

Todas as situações, lixadas e com poros, são caracterizadas pela supressão do período de incubação, aumentando a perda de massa e a PME quando comparadas com a condição polida.

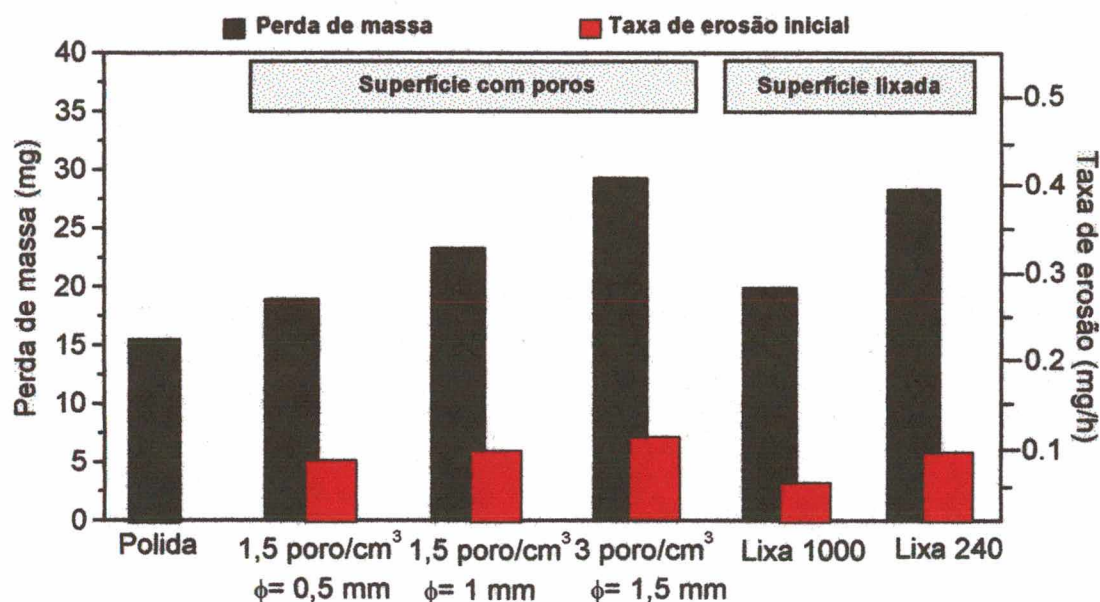


FIGURA 5.17 - Performance à cavitação do revestimento austenítico ao Co para distintos tamanhos e densidades de poros e acabamentos diferentes

Os riscos das lixas atuam em detrimento da resistência, atuando como concentradores de tensões produzindo zonas com encruamento localizado. A performance do revestimento estará controlada por estas zonas que dão origem à erosão, já que os "pits" formados promovem a propagação das trincas paralelamente aos riscos (Figura 5.18). O aparecimento de trincas transversais indica que a ação de um esforço de corte promove esse tipo de desgaste.

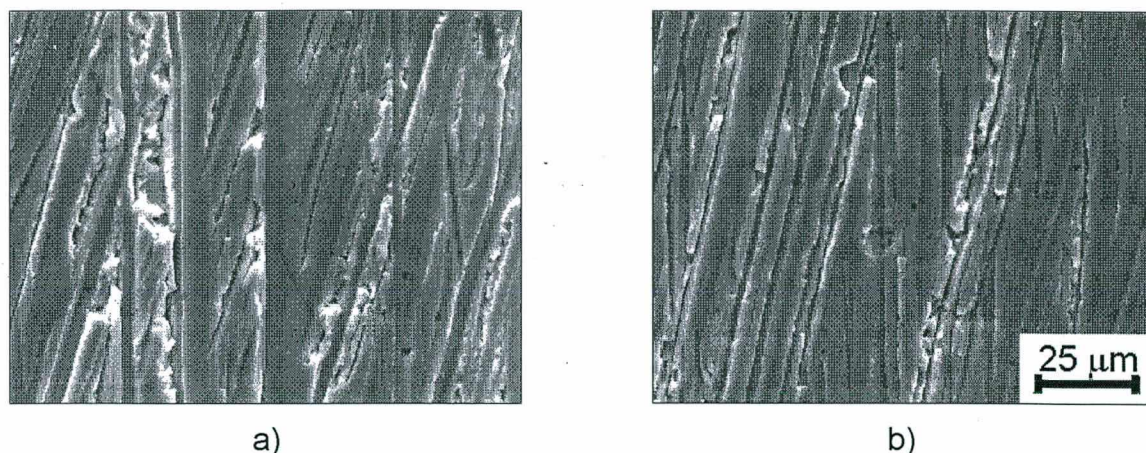


FIGURA 5.18 - Efeito de riscos de lixa após 5 horas de ensaio: a) lixa 240 e b) lixa 1000

A influência da porosidade está ligada ao tamanho dos poros e à sua densidade, enquanto que a profundidade é um fator irrelevante. Isto é, o fundo do poro permanece inalterado enquanto que o contorno está erodido. Normalmente o poro atua eliminando o período de incubação, verificando-se uma elevada taxa inicial de erosão, devido a que, imediatamente após iniciado o ensaio, o contorno do poro é eliminado. O poro está solicitado por cargas cíclicas normais à superfície e por cargas geradas internamente pela ação da água. O processo inicia-se pela deformação e maceração do contorno (Figura 5.19a), local de elevada concentração de tensões onde é superada imediatamente a tensão admissível, conduzindo à erosão localizada (Figura 5.19b).

Os "dimples" formados na periferia do poro são alongados e pequenos, indicando que o material esteve submetido a grandes deformações. A sua orientação mostra que as trincas se propagam desde o poro para o resto da superfície. Esta orientação preferencial se deve à existência de uma tensão de cisalhamento associada à presença do poro (Figura 5.19c).

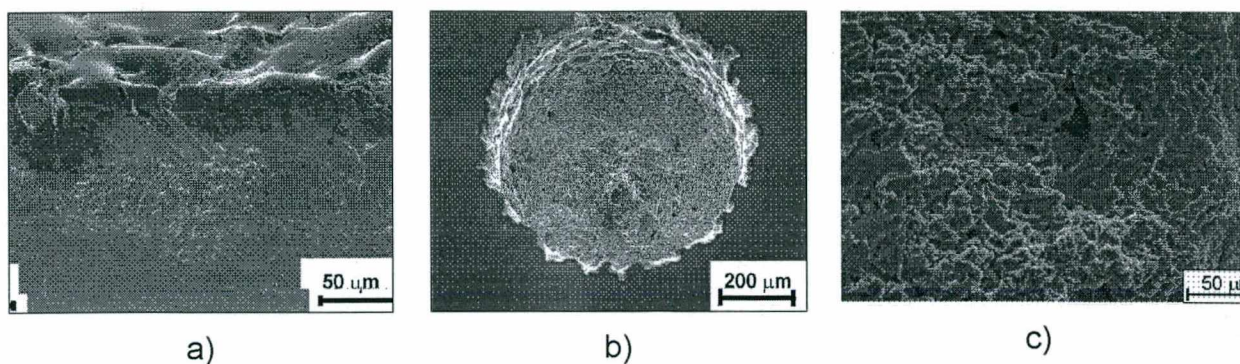


FIGURA 5.19 - a) Maclas no contorno do poro. 3 hs de ensaio; b) Erosão no contorno do poro. 3hs de ensaio e c) Detalhe da figura anterior, destacando a orientação dos dimples no contorno

5.3.- Efeito da precipitação de carbonetos

Com os tratamentos a 700 °C, durante 2 e 6 horas, os revestimentos soldados com processo MIG mostraram a precipitação de diferentes tamanhos de carbonetos em contorno de grão (Figuras 5.20 a-b), modificando a performance do revestimento. O estudo através do analisador de imagens revelou proporções de carbonetos na ordem de 2% e 5%, respectivamente.

Maior tempo de exposição à temperatura dos revestimentos austeníticos levou à formação de carbonetos mais grosseiros. O processo de formação dos carbonetos ($M_{23}C_6$) acarreta ao empobrecimento de Cr da matriz austenítica, nas vizinhanças do contorno de grão.

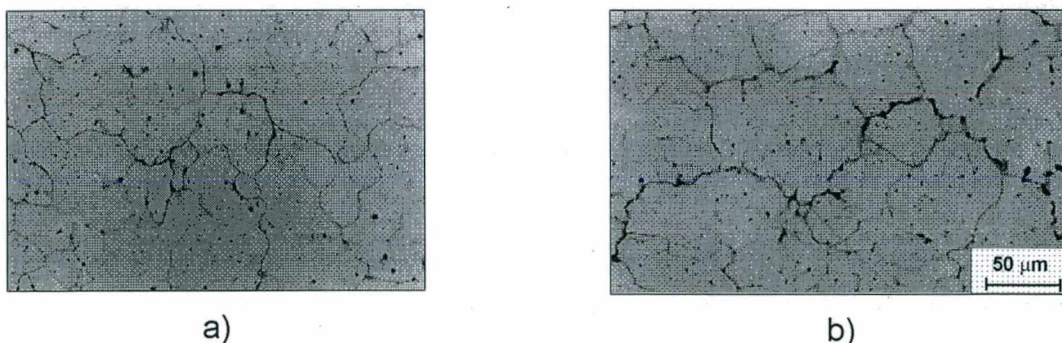


FIGURA 5.20 - Precipitação de carbonetos a 700 °C: a) 2 horas e b) 6 horas

Os ensaios de cavitação indicaram que o revestimento tratado a 700 °C, durante duas horas, teve um aumento do período de incubação e da taxa de erosão (30 %). No revestimento tratado, durante 6 horas, a perda de massa foi elevada (4 vezes) quando comparado à situação soldada PT (Figura 5.21).

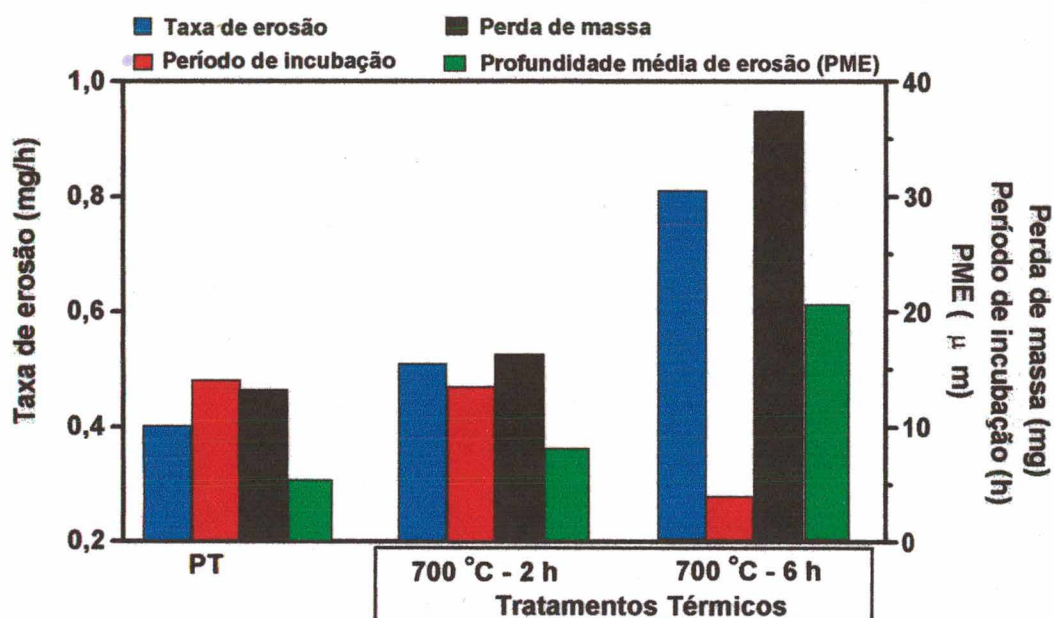


FIGURA 5.21 - Comportamento à cavitação do revestimento austenítico ao Co na condição soldada PT e tratado termicamente

A presença dos carbonetos atua em detrimento da resistência à cavitação, diminuindo o período de incubação, aumentando a taxa de erosão e, em decorrência disso, elevando a perda total de massa. Aparentemente, a diferença de rigidez com a matriz e o tamanho dos carbonetos são os responsáveis pela queda da resistência. Na figura 5.22 vê-se uma cavidade intergranular que aparece para 3 hs de ensaio que presumivelmente corresponderia ao carboneto.

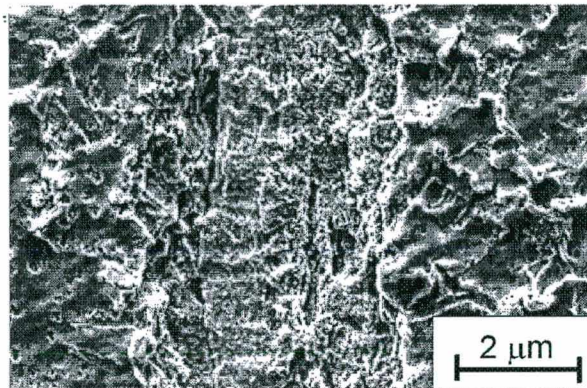


FIGURA 5.22 - Cavidade intergranular associada ao carboneto em revestimento tratado a 700 °C para 3 horas de ensaio

5.4.- Efeito da influência do tipo e teor inicial de martensita

A figura 5.23 ilustra o comportamento dos corpos de prova pré-deformados (10%, 20% e 30%) e resfriados a -196 °C tomando como referência o revestimento soldado com pulsação térmica (PT).

As pré-deformações e o resfriamento realizados nos revestimentos soldados produziram efeitos diferenciados sobre a resistência à cavitação em decorrência de mudanças no tipo e do volume inicial da martensita formada. As situações com 20 % e 30 % de pré - deformação apresentaram uma leve melhora da performance à cavitação em relação à condição soldada. Porém, a condição pré-deformada 10 % mostrou pior comportamento com queda brusca no período de incubação e grande aumento da taxa de erosão. O resfriamento subzero teve efeito no período de incubação comparável às condições soldada e pré-deformada, 20 % e 30 %, mas a taxa de erosão no regime permanente teve um aumento de aproximadamente 10 % (0.46 mg/h).

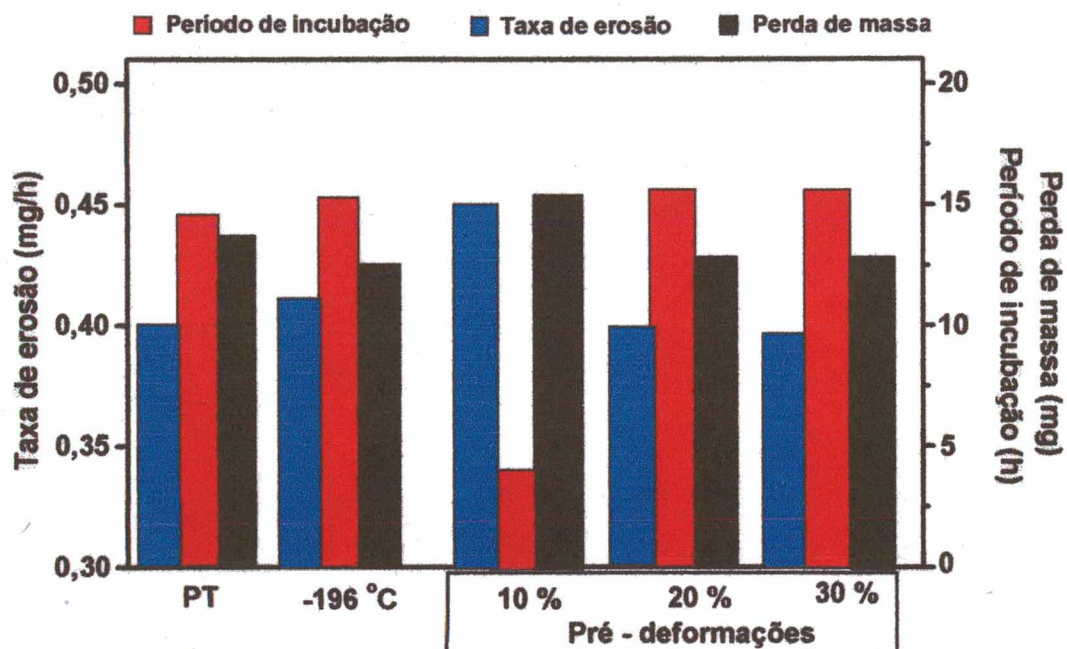
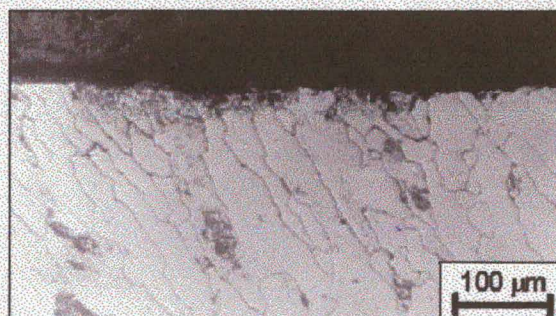


FIGURA 5.23 - Efeito do tratamento subzero e da pré-deformação sobre o comportamento de revestimentos soldados

A microestrutura do revestimento pré-deformado 10% apresentou similar disposição dos grãos (figura 5.24 a) quando comparada à situação soldada, enquanto que, nos pré-deformados 20 % e 30%, observaram-se grãos mais estreitos com textura alongada pela laminação (figura 5.24 b).



a)



b)

FIGURA 5.24 - Microestrutura dos CP pré-deformados a) 10% e b) 20%

Através da análise com raios - X, constatou-se que os revestimentos pré-deformados e aquele subresfriado mostraram transformações de fases iniciais $\gamma \rightarrow \epsilon$. As figuras 5.25 e 5.26 correspondem a difratogramas dos revestimentos submetidos a 30 % de pré-deformação e subresfriamento a -196°C , na condição inicial.

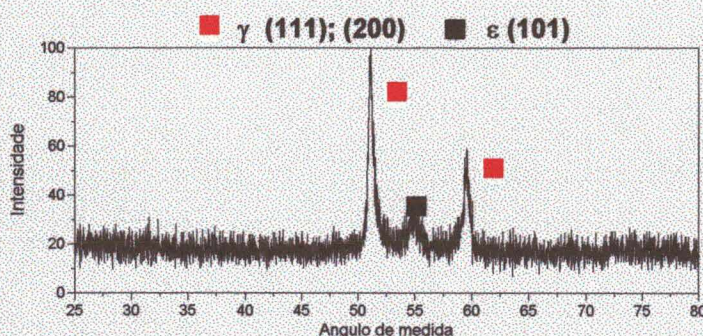


FIGURA 5.25 - Difratograma para 30% de pré-deformação

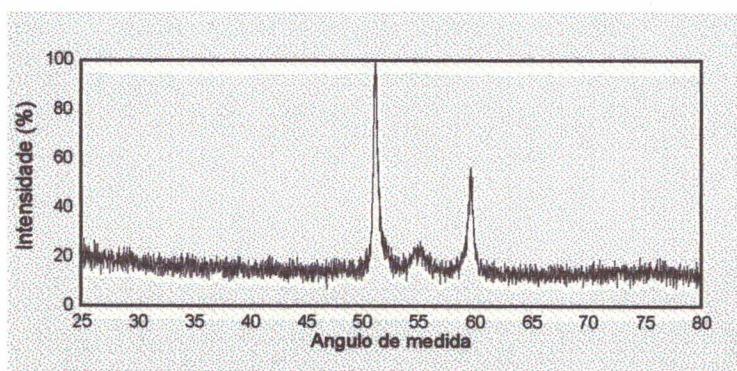


FIGURA 5.26 - Difratograma para corpo de prova resfriado a -196°C

Segundo mostra a figura 5.27, em virtude dos diferentes tratamentos prévios, foram observadas, durante o período de incubação, mudanças nos volumes relativos das fases em comparação à condição soldada: há um aumento de ϵ e α' e um decréscimo de γ para a condição de 10 % de pré-deformação, enquanto que para 20%,

30 % e para o resfriamento a -196°C houve um decréscimo da fase ε e aumento de α' , sendo γ constante. Os conteúdos de fases tendem a se estabilizar na medida em que aumenta a pré-deformação.

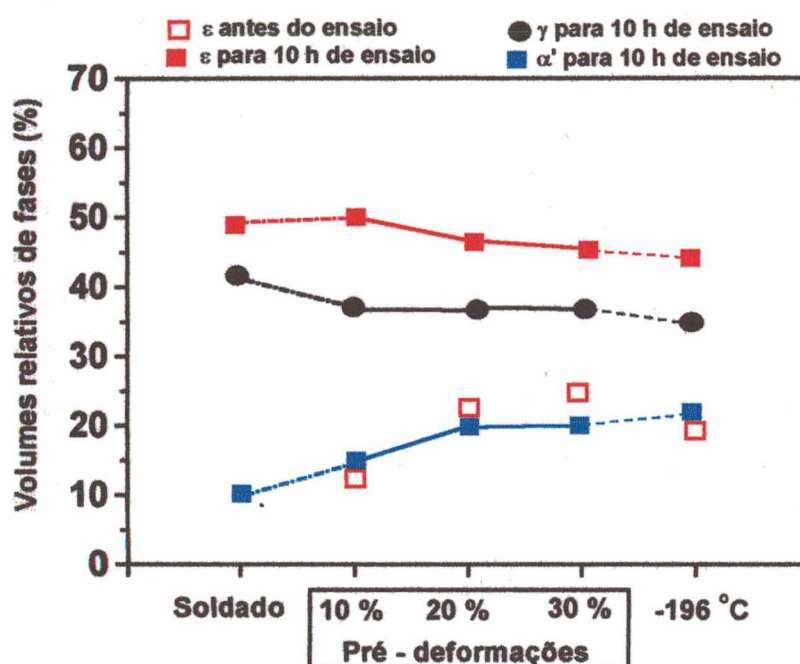


FIGURA 5.27 - Volumes relativos das fases após 10 hrs de ensaio nos revestimentos como soldado PT, pré-deformados e resfriado sub-zero

A dureza inicial dos revestimentos, como soldado e 10 % pré-deformado, é comparável (300 HV), enquanto que os materiais com 20 % e 30 % de pré-deformação e aquele resfriado a -196°C mostram valores superiores (400 HV). Durante o período de incubação, a dureza modifica-se mantendo aproximadamente a mesma relação (Figura 5.28).

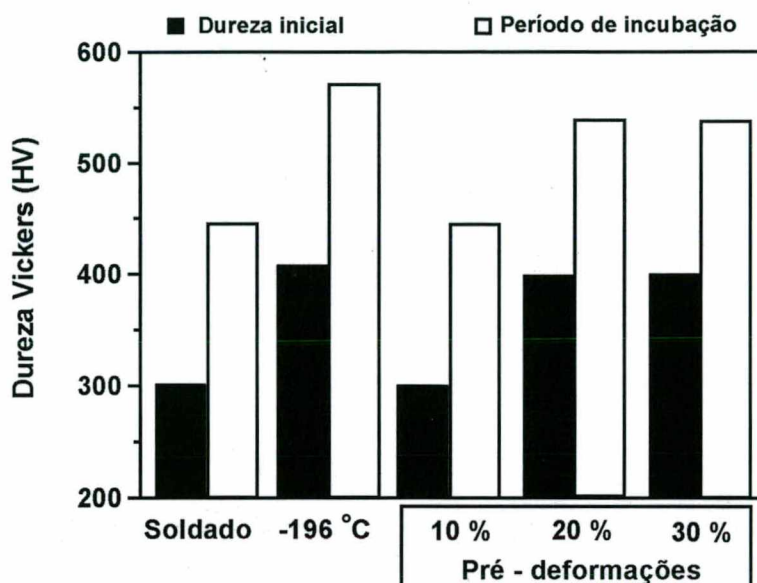


FIGURA 5.28 - Dureza inicial da superfície e seu aumento durante o período de incubação para revestimentos com diferentes tratamentos prévios

Da análise do comportamento à cavitação, do encruamento e das transformações de fases que acompanham o fenômeno erosivo, deduz-se que a melhora da performance dos revestimentos pré – deformados 20 %, 30 % e resfriado a -196 °C explica-se pelo aumento de dureza superficial inicial. Esse aumento estaria relacionado ao encruamento e ao tipo de transformações de fase. O decréscimo do volume da fase ϵ está acompanhado de um aumento do volume da fase α' , enquanto a fase γ permanece invariável. Isto indicaria que houve uma transformação do tipo $\epsilon \rightarrow \alpha'$, conduzindo a um maior refinamento da estrutura. A microscopia eletrônica de transmissão permitiu monitorar a formação da martensita α' (cor escura) originada nas interseções com as placas de martensita ϵ (cor branca) (Figura 5.29). A maior resistência da condição soldada em relação ao pré-deformado 10% é explicada pelo maior conteúdo de austenita γ capaz de absorver os impulsos da cavitação. O maior

conteúdo de fase α' para 10%, relativamente à condição soldada, aponta que existe a transformação $\gamma \rightarrow \alpha'$, originando uma estrutura mais grosseira que atua em detrimento da resistência do revestimento.

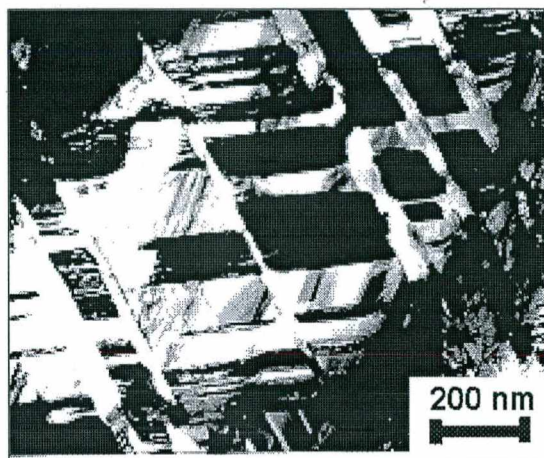


FIGURA 5.29 - Martensita α' na interseção das placas de martensita ϵ

No regime permanente, as condições como soldada, 20% e 30% de deformação mostraram taxas comparáveis de erosão, enquanto que para 10 % o desgaste foi superior. As transformações de fases foram comparáveis entre si, conforme volumes relativos para a condição soldada PT, indicando que o comportamento durante este período não estaria ligado à performance dos revestimentos durante a incubação.

5.5.- Mecanismos de resistência dos revestimentos inoxidáveis austeníticos ao Co

A observação da zona testada durante o ensaio permite reconhecer os mecanismos de resistência e erosão. A característica de deformação destes materiais ocorre em função de sua microestrutura e, em maior grau, da composição química da camada exposta. Isto é, a estrutura austenítica estável com baixa EFE promove a

formação de maclas e transformações de fases quando a superfície é submetida à cavitação, sendo as responsáveis pelo mecanismo de resistência.

No período de incubação, a deformação decorrente das rápidas taxas de carregamento inicia localmente com a formação de maclas (Figura 5.30), aumentando durante o ensaio, e levando como indica a figura 5.31, a uma subdivisão dos grãos, conduzindo, assim, ao aumento da rugosidade superficial. Em combinação com as transformações de fases, as maclas contribuem para o aumento do encruamento da superfície exposta, que junto com os contornos de grão, são locais de elevada deformação, sendo sítios preferenciais para a nucleação da erosão. Esta situação evidencia-se na figura 5.31, com a aparição de linhas brancas que determina o final do período de incubação e início da erosão.

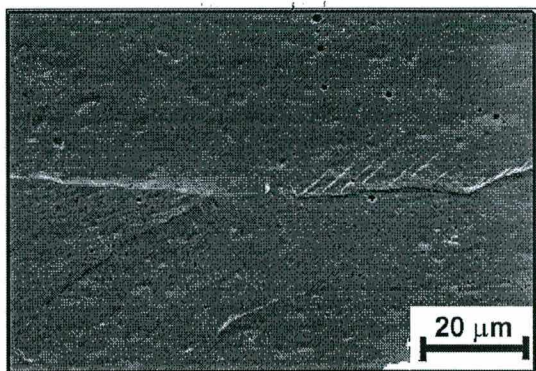


FIGURA 5.30 - Maclas formadas durante o período de incubação (2 hs).



FIGURA 5.31 - Início da erosão em contornos de grão e maclas.

Enquanto a superfície se deforma, embaixo acontecem a maclação e as transformações de fases. A penetração das transformações depende da orientação cristalográfica (Figura 5.32), sendo mais intensa naqueles grãos com orientação favorável. Na medida em que avança o ensaio, as transformações se generalizam a toda a superfície como indica a figura 5.33, atingindo uma profundidade de

aproximadamente 70 μm . Da comparação destas figuras com a figura 5.15 no capítulo 5, deduz-se que a camada endurecida é composta de uma zona transformada e outra com elevado encruamento, atingindo uma espessura mínima de 120 μm e dureza superior a 300 HV.

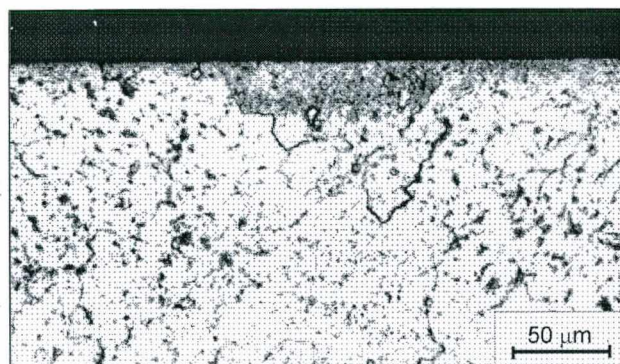


FIGURA 5.32 - Camada transformada no início do ensaio

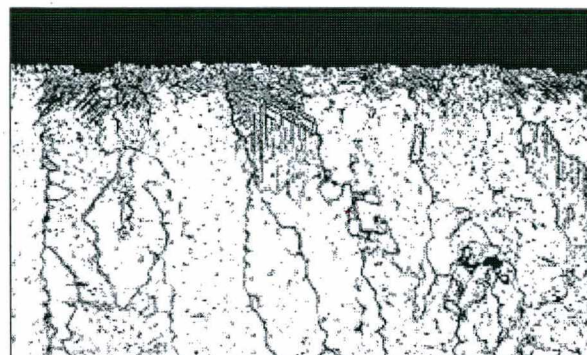


FIGURA 5.33 - Camada transformada para 15 hs de ensaio

Ao final do período de incubação, os primeiros "pits" formados da erosão atuam como promotores na formação das microtrincas que levam ao aumento da taxa de erosão, iniciando-se assim a transição para o regime permanente. Durante essa transição, aproximadamente 20 hs nos inoxidáveis austeníticos ao Co, convivem material virgem e erodido (figura 5.34). A erosão dá-se longitudinal e transversalmente à propagação das trincas, e a saída de material ocorre por desprendimento de "pedaços" de material.

No regime permanente, com a superfície totalmente erodida, a perda de material é controlada pela camada encruada. Isto é, na medida em que se elimina a camada transformada, a camada deformada embaixo freia a propagação das trincas formadas nas cavidades (figura 5.35) até se transformar, permitindo dessa forma à erosão evoluir.

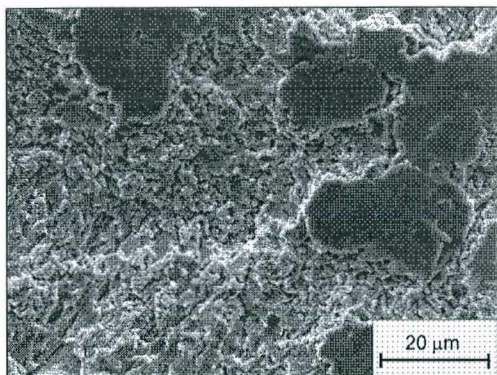


FIGURA 5.34 - Desprendimento de material durante a transição

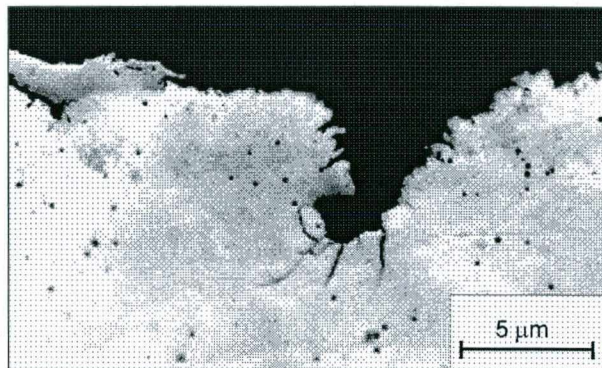


FIGURA 5.35 - Cavidades durante o regime permanente e microtrincas no interior

A análise da zona erodida mostra pequenos "dimples" (figura 5.36) e estrias de fadiga (figura 5.37), indicando que houve um grande processo cíclico de deformação prévio. O tamanho reduzido dos dimples indica que o processo de fadiga foi de baixo ciclo, sendo do tipo dúctil.

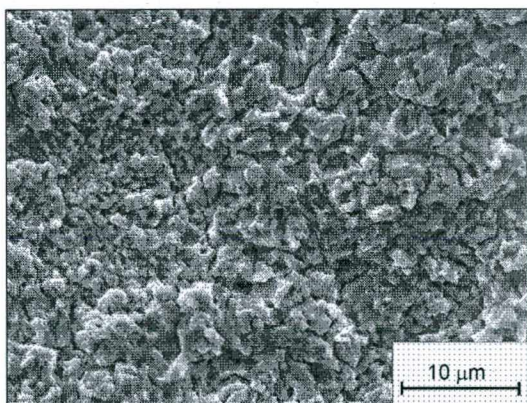


FIGURA 5.36 - Regime permanente

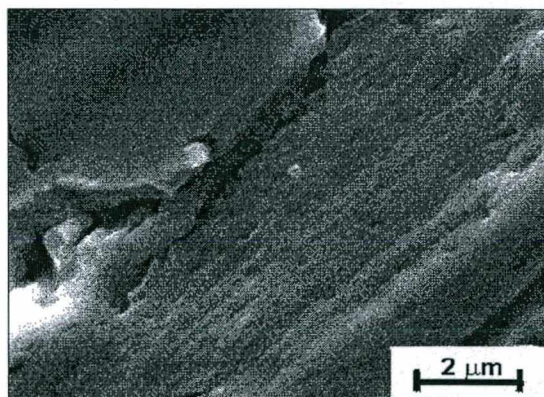


FIGURA 5.37 - Estrias de fadiga

6.- ANÁLISE DO DESEMPENHO DE REVESTIMENTOS ASPERGIDOS

6.1.- Comparação entre revestimentos aspergidos por ASP e HVOF

O estudo do comportamento à cavitação dos revestimentos aspergidos revela inicialmente a influência do tipo de processo de aspersão nas características das camadas. Na figura 6.1 agrupam-se materiais aspergidos por ASP (X43Cr13, Corodur, Stelloy 60 G e o aço inoxidável austenítico ao Co ou SS-2 da tabela 4.1) e os aspergidos com HVOF (Stellite, MCrAlY e aço inoxidável AISI 316), existindo uma clara divisão no comportamento segundo o processo e o material.

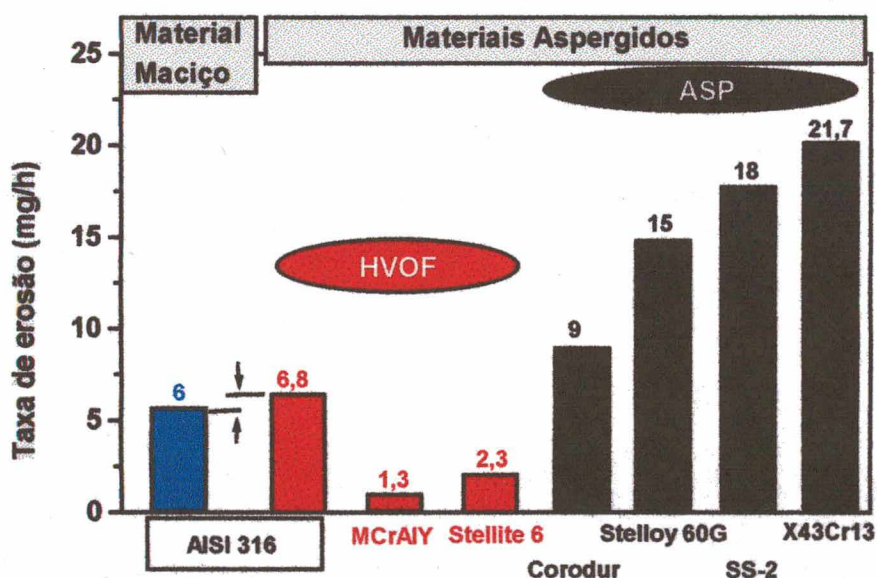


FIGURA 6.1 - Performance de diferentes revestimentos depositados pelos processos ASP e HVOF em relação ao material maciço (AISI 316)

Os revestimentos HVOF apresentaram desempenho superior aos ASP. O revestimento em aço AISI 316 aplicado por sistema HVOF de última geração tem

resistência equivalente ao mesmo material maciço tomado como referência. As taxas de erosão dos revestimentos MCrAlY e Stellite 6 são ainda melhor e aproximadamente de 3 a 5 vezes inferiores em relação ao aço inoxidável 316 maciço. A liga MCrAlY mostra uma resistência aproximadamente 2 vezes superior ao Stellite 6.

A figura 6.2 ilustra o comportamento dos revestimentos aspergidos por HVOF. O Stellite 6 mostrou uma perda de massa inicial (1 h) superior quando comparado ao MCrAlY, sendo essa diferença mantida quase constante durante as 5 h do ensaio, coincidindo com as observações de Schwetzke et al. (1996) e Villani et al. (1997b).

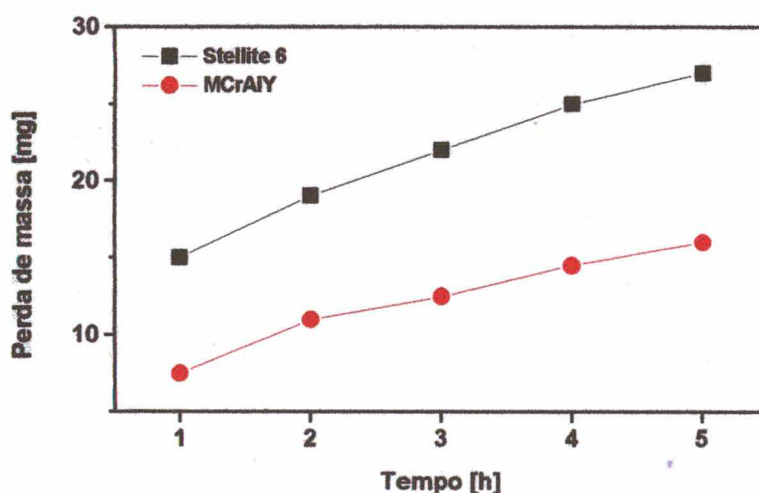


FIGURA 6.2 - Desempenho dos revestimentos Stellite 6 e MCrAlY aspergidos por HVOF

As camadas de Stellite 6, obtidas nesse trabalho, utilizando o processo HVOF com sistema DJ 2600 e hidrogênio, tiveram melhor comportamento (2,3 mg/h) que o mesmo material depositado através do sistema DJ 2700 e propano (3,8 mg/h) [Kreye et al, 1998]. Apesar disso, admite-se que os parâmetros de aspersão para o Stellite ainda possam ser otimizados de modo a melhorar seu desempenho.

Por outro lado, a performance dos revestimentos aspergidos por ASP foi bem inferior (1,5 a 4 vezes) ao aço inoxidável AISI 316 maciço tomado como referência. A

comparação entre os aspergidos por arco mostra que o Corodur teve resistência superior (menor perda de massa e taxa de erosão) quando comparado com Stelloy 60 G, SS-2 e X43Cr13 (Figura 6.3). Todos os revestimentos têm um comportamento inicial (1 h) comparável, mas com o decorrer do ensaio (5 hs) as diferenças de perda de massa passam a ser significativas.

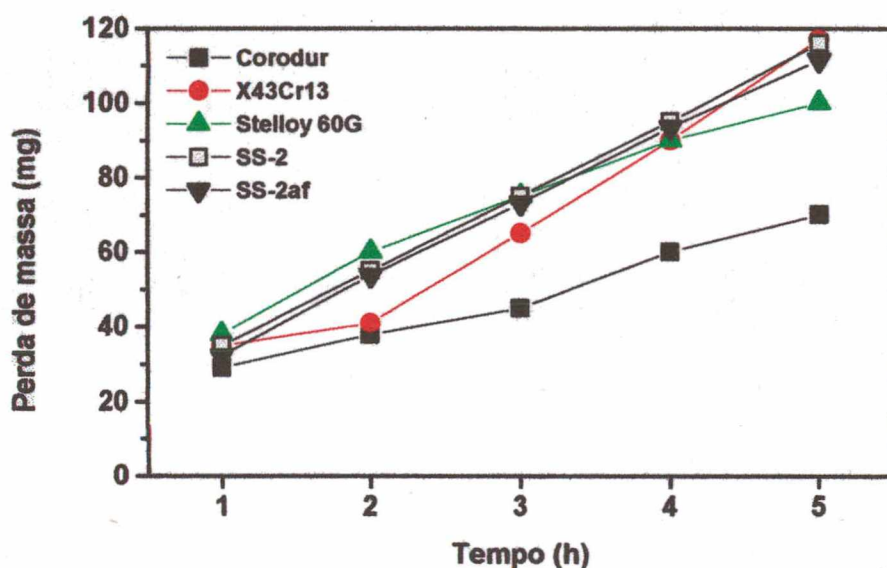


FIGURA 6.3 - Performance dos revestimentos aspergidos por ASP

Os revestimentos com aço inoxidável austenítico ao Co (SS-2 e SS-2af), depositados utilizando arame tubular para solda, tiveram comportamento relativamente aceitável dentre os materiais aspergidos por ASP. A utilização de atomização fina (SS-2af) não trouxe modificação em seu comportamento à cavitação. Comparado com inox martensítico X43Cr13, já utilizado atualmente no revestimento à cavitação de turbinas Kaplan na Suíça [Schneider, 1998], mostrou uma taxa de erosão pouco inferior.

6.2.- Efeito da condição superficial nos revestimentos aspergidos

A rugosidade superficial e a coesão interna da camada tem efeito importante na resistência à cavitação dos revestimentos aspergidos. Todos os materiais na condição aspergida apresentam uma taxa inicial de erosão elevada em relação à taxa final (Figura 6.4), sendo a condição superficial a responsável por esse comportamento. Os revestimentos aspergidos por HVOF tiveram menor taxa inicial de erosão, fato atribuído à melhor condição superficial.

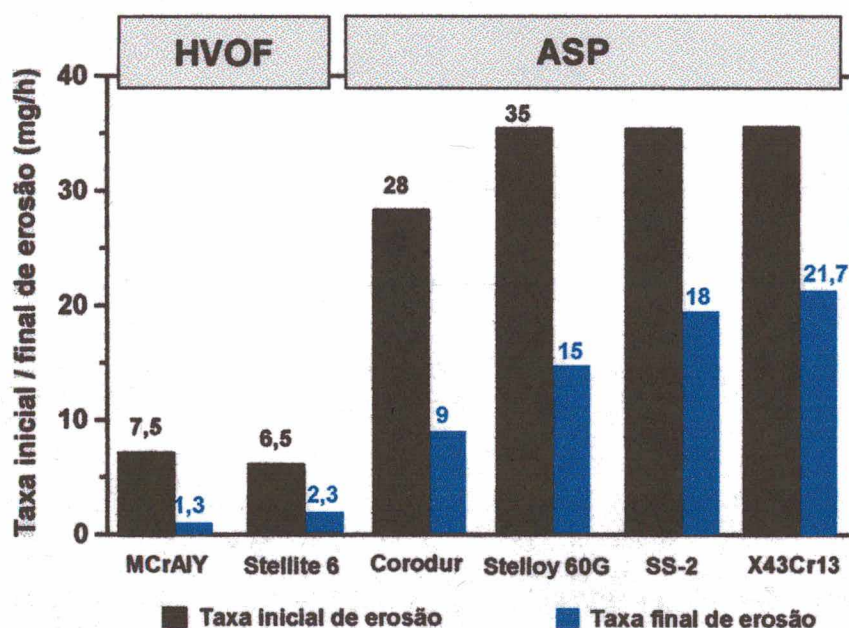


FIGURA 6.4 - Taxa inicial e final de erosão dos revestimentos na condição aspergida

No ensaio realizado com um dos revestimentos (Corodur) na condição aspergida por ASP e fresada, vê-se a relevância da condição superficial. A figura 6.5 mostra a forte redução na perda inicial de massa (em torno de 4 vezes) quando o revestimento foi testado na condição fresada. A taxa de erosão passa de aproximadamente 28 a 6

mg/h. No regime permanente, uma vez desacelerada a saída de material, as taxas de erosão se estabilizam em torno de 9 mg/h.

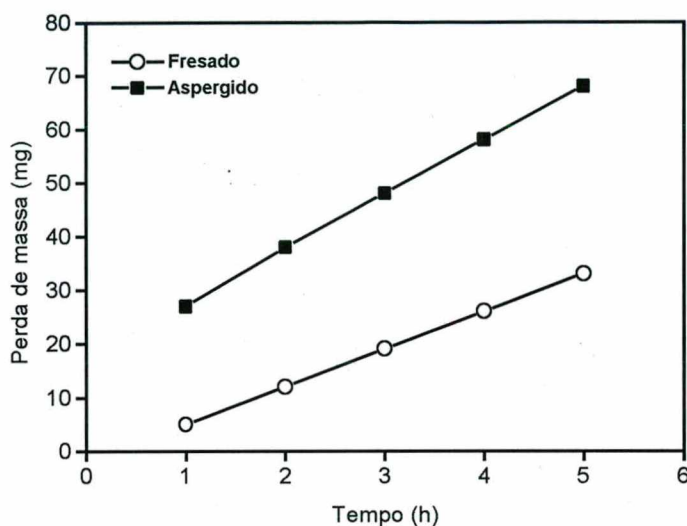


FIGURA 6.5 - Efeito do acabamento superficial sobre revestimento Corodur aspergido por ASP

6.3.- Comportamento à cavitação e sua relação com a microestrutura

6.3.1.- Caracterização microestrutural das camadas aspergidas

No revestimento de aço inoxidável austenítico ao Co aspergido por arco (ASP) observa-se uma elevada densidade de óxidos e poros. Os óxidos aparecem com a típica disposição alinhada paralelamente ao substrato, demarcando as “panquecas” que constituem a camada aspergida. Os poros localizam-se entre o material metálico e o óxido, mostrando a pouca densificação da camada (Figura 6.6). As partículas de forma arredondada correspondem a material semi-fundido (Figura 6.7). No mesmo revestimento depositado através de parâmetros de atomização fina (SS-2af) observa-

se um nível menor de porosidade e de óxidos (Figuras 6.8 e 6.9). A mudança de parâmetros trouxe um aumento da dureza de 300 HV (SS-2) a 400 HV (SS-2af).

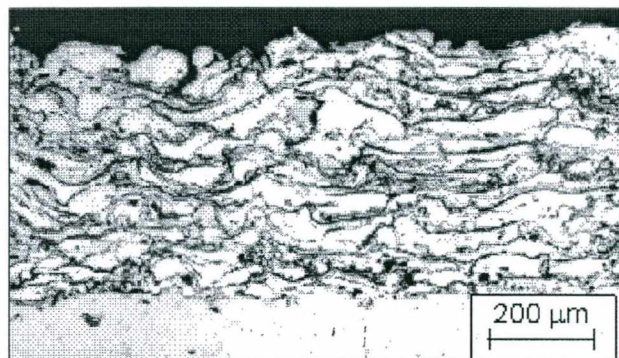


FIGURA 6.6 -Camada de aço inoxidável austenítico ao Co aspergido por ASP .

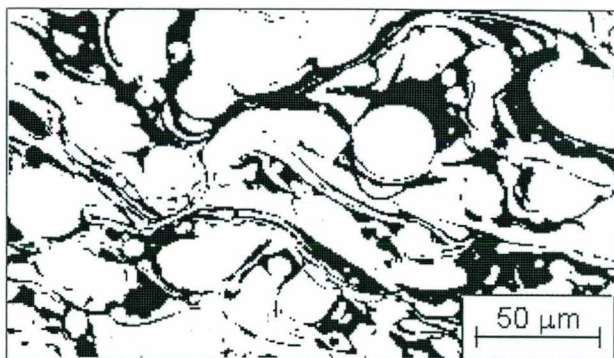


FIGURA 6.7 - Óxidos e partículas semi – fundidas em camada de liga SS-2

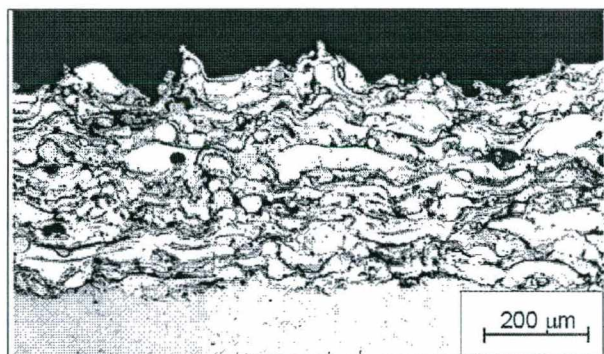


FIGURA 6.8 -Camada aspergida através de atomização fina (SS-2af).

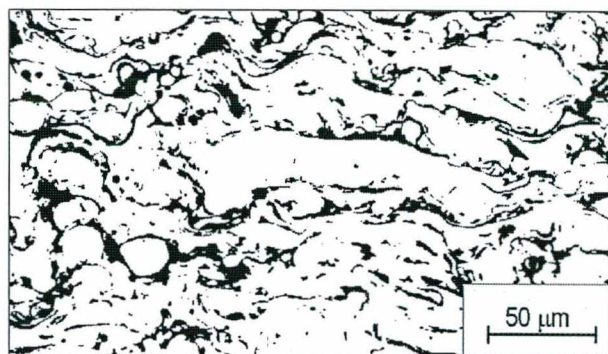


FIGURA 6.9 - Óxidos e partículas semi – fundidas em camada

Entretanto o aumento de pressão do ar comprimido, corrente e velocidade, apesar de permitir uma maior densificação da camada, não foi suficiente para garantir seu melhor comportamento à cavitação. Verifica-se que a variação dos parâmetros de aspersão não modificou o tamanho das partículas aspergidas nem seu grau de “fusão”. Na figura 6.10 observa-se que as partículas aspergidas na água apresentam uma morfologia arredondada com diâmetro máximo de aproximadamente 100 μm . A microestrutura das partículas, registrada através do MEV (Figura 6.11), mostra que as de menor diâmetro estão fundidas e as de maior diâmetro semi - fundidas. O

consumível utilizado (arame tubular para soldagem) não é adequado a aspersão térmica, devido a que o curto tempo de aquecimento não é suficiente para fundir os componentes cerâmicos do fluxo interno do arame tubular.

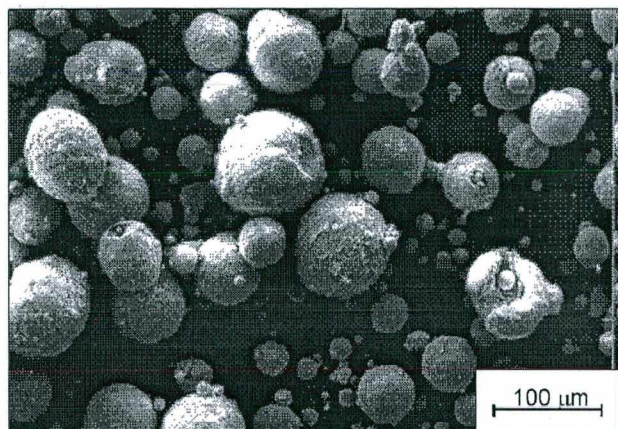


FIGURA 6.10 - Morfologia e tamanho das partículas aspergidas com parâmetros standard e otimizados. MEV (SE).

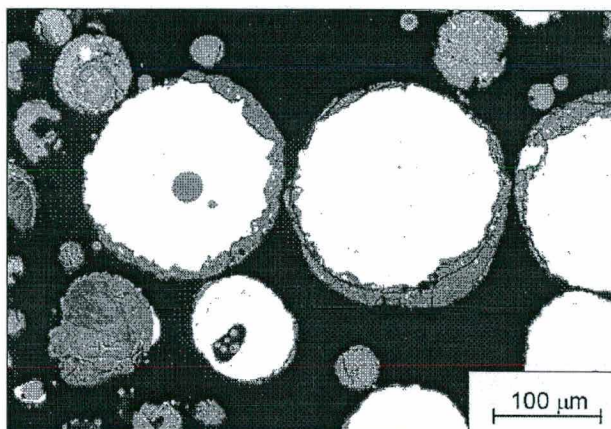


FIGURA 6.11 - Microestrutura das partículas fundidas e semi fundidas. MEV, (BSE).

No revestimento Stelloy 60 G (Ni-Cr), a densidade de óxidos e poros é bem inferior em relação à situação anterior. Porém, o revestimento apresentou trincas perpendiculares à camada e na zona de ligação com o substrato (Figura 6.12 e 6.13), que afetaram negativamente sua resistência no ensaio de cavitação.

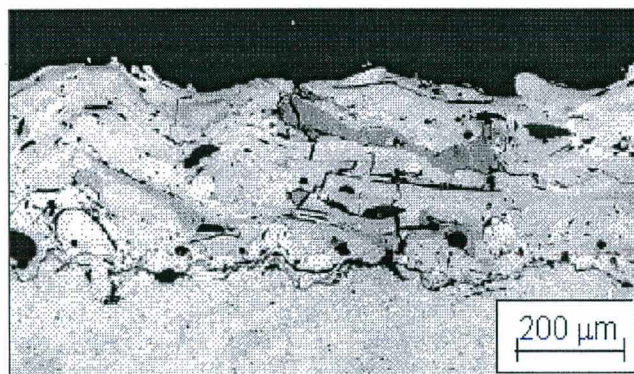


FIGURA 6.12 - Trincas, óxidos e partículas semi-fundidas em camada de Stelloy 60G aspergido por ASP.

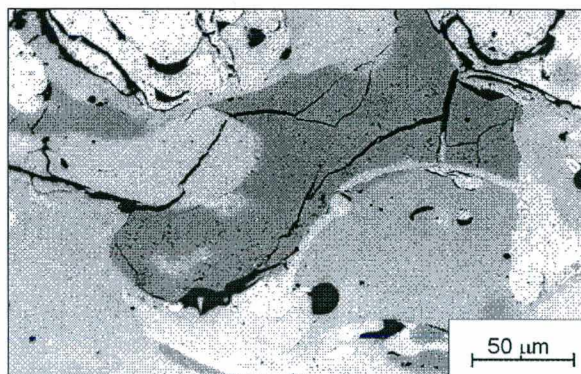


FIGURA 6.13 - Óxidos e trincas em Stelloy 60 G

A camada de aço martensítico (X43Cr13) aspergida por ASP não mostra boa qualidade, sendo sua resistência à cavitação (21,7 mg/h – figura 6.1) inferior à do mesmo material aspergido por FS [Kreye et al , 1998]. Como ilustram as figuras 6.14 e 6.15, as camadas apresentam óxidos, poros e partículas semi - fundidas de maior tamanho e quantidade, comparativamente ao revestimento de aço inoxidável austenítico ao Co.

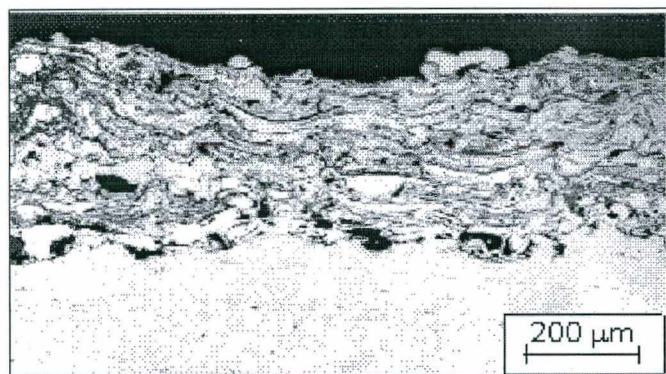


FIGURA 6.14 - Aspecto geral da camada de X43Cr13 aspergido por ASP. Óxidos e poros

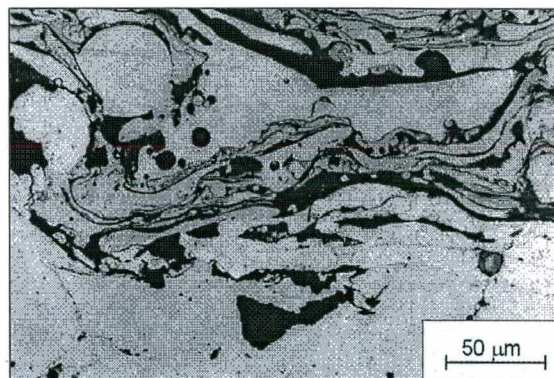


FIGURA 6.15 - Partículas semi - fundidas poros e óxidos em camada de X43Cr13 aspergida por ASP.

A liga Corodur (Fe-Cr) apresentou uma leve melhora quando comparada com as anteriores, observa-se uma menor quantidade de óxidos, poros e partículas semi - fundidas de menor tamanho (Figura 6.16 e 6.17).

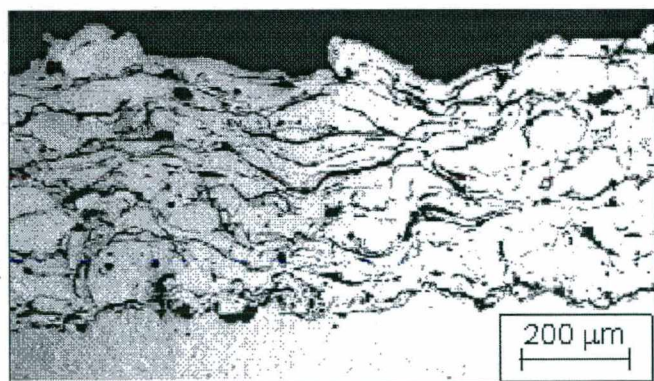


FIGURA 6.16 - Aspecto geral da camada de Corodur aspergido por ASP. Óxidos e poros

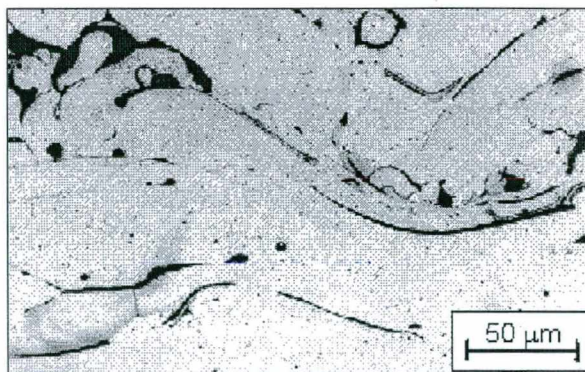


FIGURA 6.17 - Corodur. ASP. Óxidos, poros e partículas semi - fundidas

De modo geral, os revestimentos aspergidos por ASP apresentaram elevado conteúdo de óxidos, falta de coalescência entre partículas, partículas semi fundidas e porosidade. Essas características são típicas deste processo, sendo atribuídas às baixas velocidades e às elevadas temperaturas das partículas. Segundo [Kreye, 1997], as menores velocidades tendem a expor as partículas por tempo mais longo à oxidação durante o percurso bocal / substrato. Isto permite a incorporação de oxigênio da atmosfera, principalmente nas proximidades do substrato, onde existe um processo de mistura devido à elevada turbulência e velocidades subsônicas. Os óxidos e partículas semi-fundidas são os responsáveis pelo aparecimento de porosidade, por impedir que partículas subseqüentes preencham os interstícios criados

Os revestimentos aspergidos por HVOF são mais densos e homogêneos que os aspergidos por arco elétrico: apresentam entre passes óxidos interlamelares de menor tamanho em relação aos revestimentos depositados por ASP, formados pela exposição da superfície ao ar durante a aspersão. O revestimento Stellite 6 depositado no nosso trabalho com DJ 2600 mostrou uma diminuição de porosidade e de óxidos em relação ao mesmo material aspergido por Kreye et al [1998] utilizando sistema DJ 2700 e propano. Entretanto, observou-se separação entre a camada e o substrato (Figura 6.18 e 6.19), que não afetam os ensaios de cavitação em laboratório.

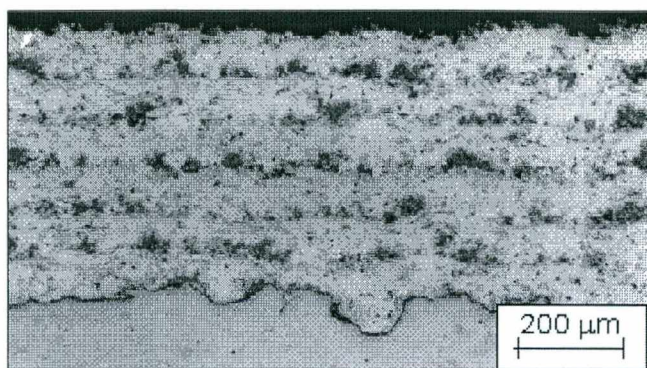


FIGURA 6.18 - Camada de Stellite 6 aspergido por HVOF. Separação entre camada e substrato

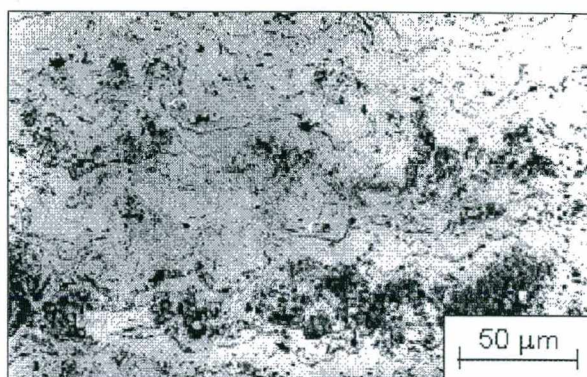


FIGURA 6.19 - Óxidos e poros entre camadas

O revestimento MCrAlY apresentou menor tamanho e conteúdo de óxidos interlamelares quando comparado com o Stellite 6. Além disso, não se observa separação entre a camada e o substrato (Figura 6.20 e 6.21).

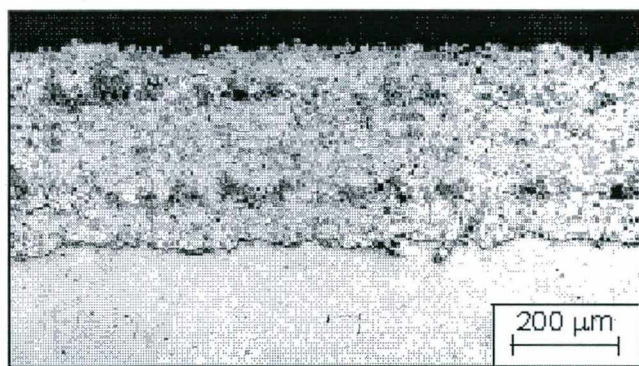


FIGURA 6.20 - Aspecto geral da camada de MCrAlY aspergido por HVOF.

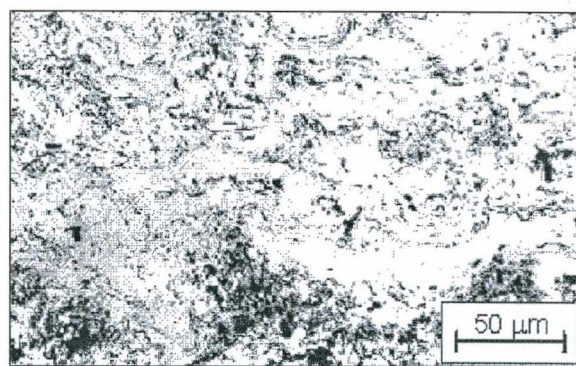


FIGURA 6.21 - Óxidos e poros entre camadas.

O revestimento 316 aspergido por HVOF (JP 5000 / querosene) apresentou a mínima densidade de óxidos e poros dentre os materiais aspergidos (Figuras 6.22 e 6.23).

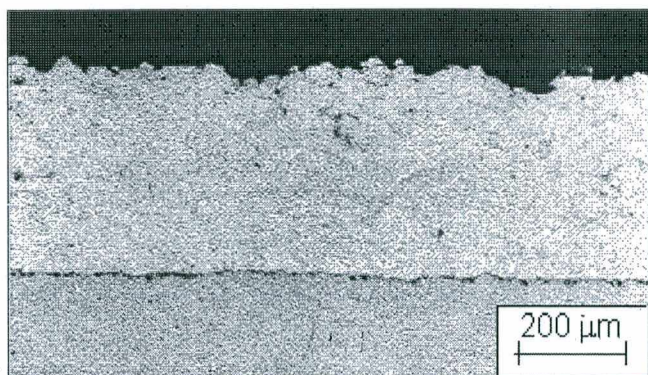


FIGURA 6.22 - Aspecto geral da camada de 316 aspergido por HVOF.

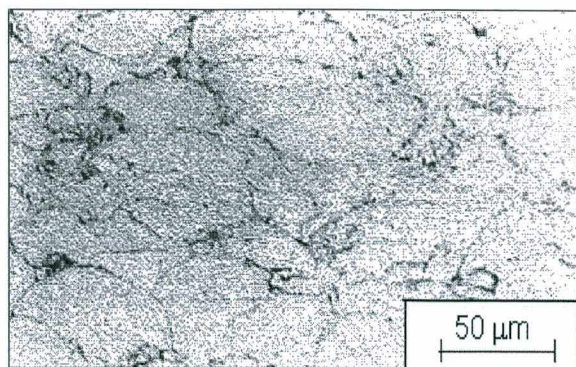


FIGURA 6.23 - Óxidos e poros entre camadas

6.3.2.- Observações sobre os mecanismos de erosão

A análise através do MEV da superfície e da seção transversal dos revestimentos aspergidos e parcialmente erodidos revela que a erosão por cavitação toma lugar pela formação e propagação de trincas de fadiga.

As figuras 6.24 (a-b) correspondem a um revestimento de aço AISI 316 aspergido por HVOF e ensaiado à cavitação durante 5 hs. Destaca-se o crescimento das trincas desde a superfície para o interior da camada, propagando ao longo de contornos interlamelares. O mecanismo de erosão envolvido é através do arrancamento de partículas ou lamelas do material.

Mecanismo similar foi observado no revestimento a arco elétrico, onde a erosão do material é incrementada pelo maior conteúdo de óxidos. A figura 6.24c, corresponde à seção transversal de um revestimento de aço inoxidável austenítico ao Co, aspergido por ASP, onde observam-se trincas orientadas na direção dos óxidos e grandes cavidades oriundas do arrancamento de material.

Tais observações concordam com a visão de Schwetzke et al. [1996], de que a propagação das trincas é aumentada pela presença de poros e óxidos presentes no revestimento. A oxidação da superfície após cada passe, pode reduzir a coesão interna

contribuindo ainda mais para a erosão do revestimento. A remoção de material dá-se pela fratura de partes individuais ou grupos de lamelas.

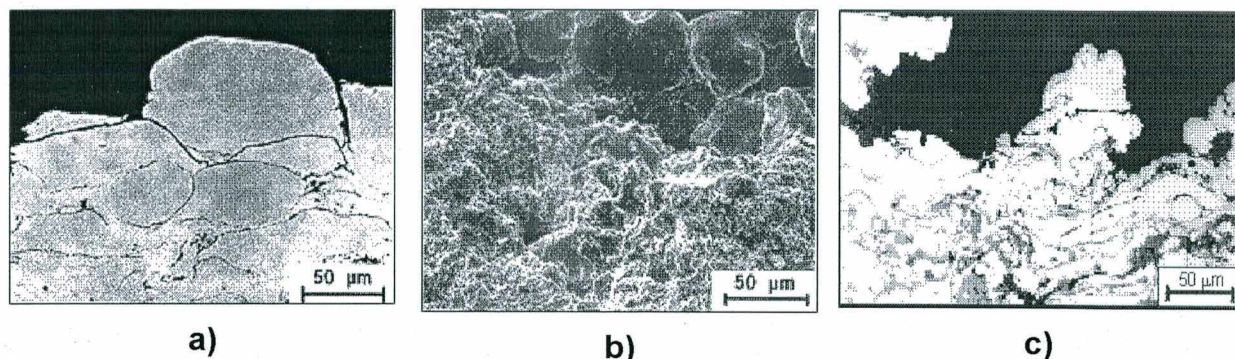


FIGURA 6.24 - Aspecto das camadas após 5 hs de ensaio: a - b) Revestimento AISI 316 aspergido por HVOF: Trincas e morfologia; c) Aço inox austenítico ao Co aspergido por ASP: Cavidades e trincas

Nos materiais aspergidos o comportamento à erosão por cavitação foi influenciado pela microestrutura e o processo de deposição (ASP e HVOF). Isto é, os processos que proporcionam microestruturas mais homogêneas e compactas tem melhor comportamento à cavitação. Analisando a figura 6.25 podemos esclarecer esta afirmação e estabelecer a discussão sobre o efeito da dureza na taxa de erosão. Os dados de Schwetzke et al [1996] trazidos da figura 3.17, indicam que para um mesmo material (WC-17Co ou $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$) existe correlação entre a dureza e a resistência à erosão de revestimentos aspergidos por diferentes sistemas. Desses dados, destaca-se a influência dos processos, sendo a diferença de velocidade imposta às partículas pelos distintos sistemas (DJ 2700, Top Gun e Jet Kote), quem marcou a superioridade na resistência à cavitação. A densificação e homogeneidade da camada imposta pelo sistema DJ 2700 foi a responsável da elevada dureza e baixa taxa de erosão dos revestimentos.

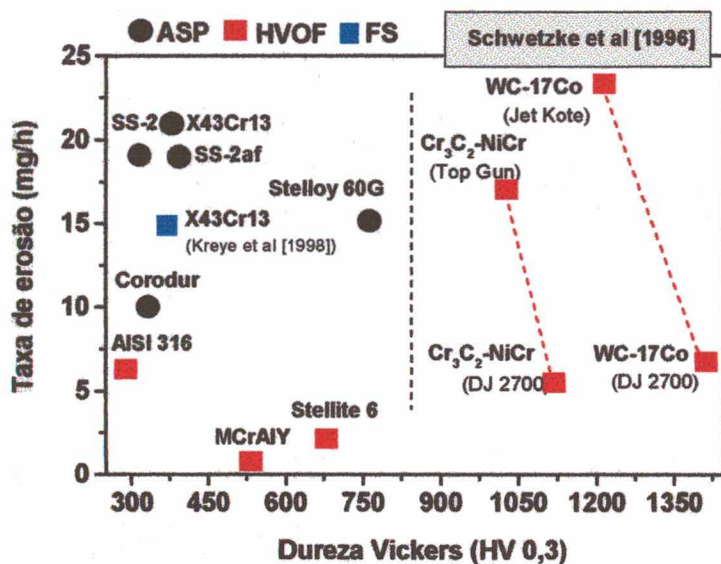


FIGURA 6.25 - Relação entre a dureza e a taxa de erosão para materiais aspergidos por ASP, FS e HVOF

Esses dados motivaram a decisão de adotar o DJ 2600 (similar ao DJ 2700), como sistema de aspersão para os materiais MCrAlY e Stellite 6, visando produzir revestimentos de elevada dureza e boa resistência à cavitação. Como mostra a figura 6.25, esses materiais aspergidos apresentaram camadas com dureza e taxas de erosão inferiores aos revestimentos aspergidos por Schwetzke et al. Provavelmente para os cermets WC-17Cr e Cr₃C₂-NiCr, a presença da fase carbútica é responsável pela inferior resistência à cavitação.

As camadas aspergidas pelo processo ASP apresentaram relativamente pobre qualidade e elevada taxa de erosão. Como exemplo, o revestimento X43Cr13, que quando aspergido por FS mostra melhor resistência à cavitação. Esse fato pode ser atribuído ao menor conteúdo de poros e óxidos da camada. Similar situação, verifico-se no revestimento com aço austenítico ao Co, quando aspergido com parâmetros diferentes. A otimização dos parâmetros, apesar do leve aumento de dureza, não conduz a camadas com bom desempenho à cavitação. Partículas semi-fundidas, poros

e óxidos controlaram o processo de erosão. O fato de haver utilizado um arame tubular para solda e não um arame especial, conduz a camadas de reduzida qualidade, comparativamente ao mesmo material maciço.

7.- COMENTÁRIOS, CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES FINAIS

7.1.- Nível de resistência de revestimentos soldados ou aspergidos perante materiais maciços

A figura 7.1, construída com dados desse trabalho e enriquecida com valores da literatura, permite uma visão geral da resistência à cavitação alcançada tanto em revestimentos soldados como em camadas aspergidas, comparativamente aos materiais maciços AISI 316, Stellite 6 e aço inoxidável austenítico ao Co.

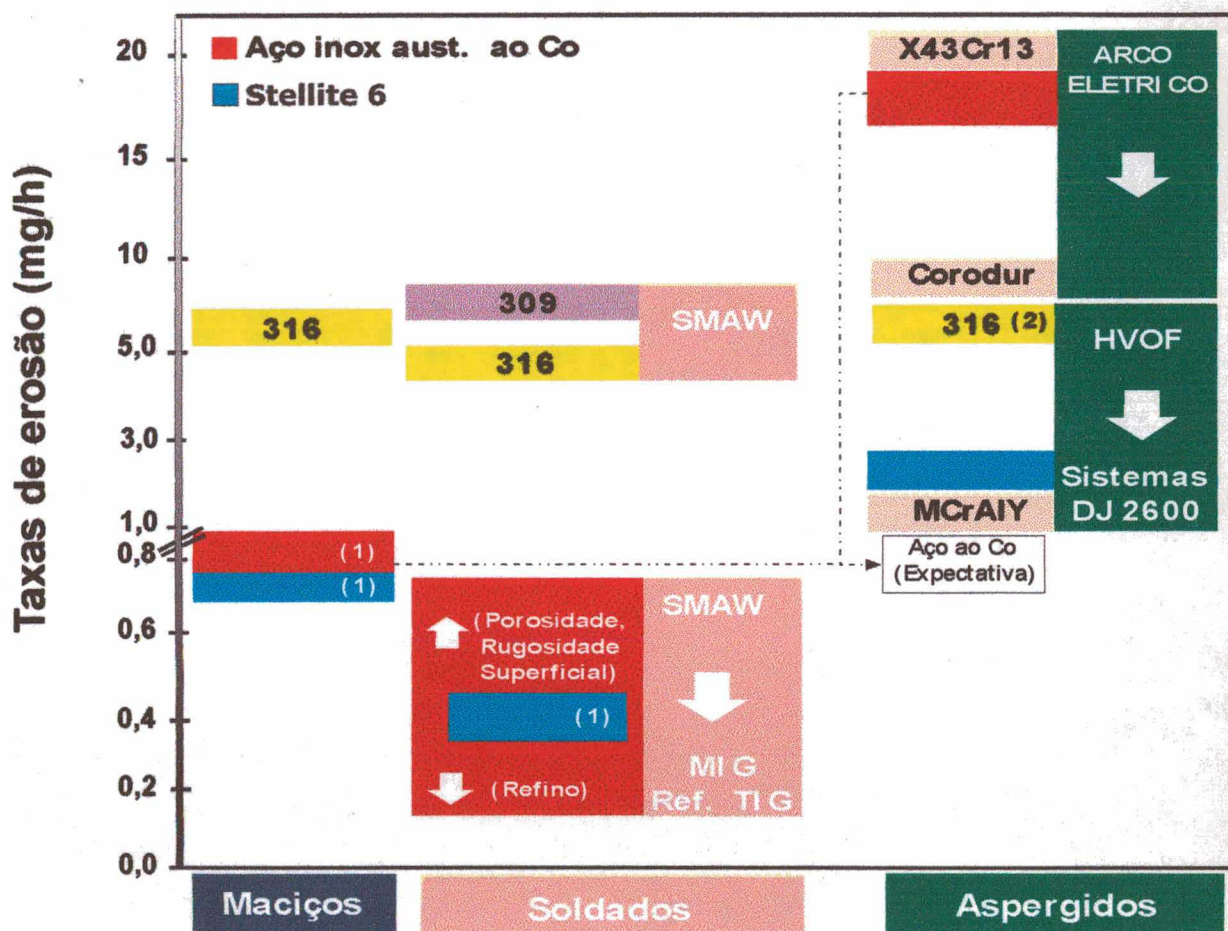


FIGURA 7.1: Quadro geral das taxas de erosão de materiais depositados por soldagem e aspersão térmica relativamente a materiais maciços. Valores extraídos da literatura: (1) Simoneau et al. (1987 e 1988) e (2) Kreye et al. (1998).

Os revestimentos soldados, utilizando aços inoxidáveis austeníticos ao Co, mostraram superior comportamento à cavitação em relação ao mesmo material na condição maciça. A utilização do processo MIG, semi-automatizado e arame tubular, introduz modificações a nível microestrutural que aumentaram a resistência à cavitação do revestimento.

- i) A diminuição de defeitos (porosidade) e da diluição do metal base.
- ii) Refino de grão, conseguido com a utilização do MIG pulsado ou da refusão por TIG.

O Stellite 6 na condição soldada supera o comportamento à cavitação do mesmo material maciço. Para o aço inoxidável AISI 316, a condição soldada é levemente superior à maciça.

Nos revestimentos aspergidos, a resistência à erosão por cavitação, limitada por imperfeições microestruturais (poros, óxidos, microtrincas e partículas semi-fundidas) que afetam a aderência e a coesão interna da camada, depende muito do processo de aspersão empregado. A utilização do processo HVOF permite resistência significativamente superior ao processo a arco elétrico.

As camadas de aço inoxidável austenítico AISI 316 aplicadas pelo processo HVOF apresentam comportamento comparável com as condições soldada e maciça. Destaque-se também que os revestimentos de Stellite 6 e MCrAlY aplicados por sistemas HVOF de última geração alcançaram melhor resistência à cavitação que o aço AISI 316 tomado como referência de material maciço. Acredita-se que a otimização dos parâmetros do novo processo de deposição ainda possa melhorar o comportamento à cavitação do Stellite 6.

Os materiais aspergidos por arco elétrico têm resistência num nível bastante inferior devido ao maior grau de oxidação e menor coesão interna das camadas aplicadas por esse processo.

O péssimo comportamento do aço inoxidável austenítico ao Co deveu-se à pobre adaptabilidade do arame utilizado (tubular para soldagem) ao processo ASP. Admite-se que a fabricação de um arame especial ou pó para serem aplicados por ASP e HVOF, respectivamente, poderia permitir revestimentos deste material com bom comportamento à cavitação.

7.2.- Conclusões

Os resultados experimentais deste estudo comparativo de revestimentos soldados e aspergidos, interpretados com base na bibliografia, permitem as conclusões apontadas a seguir:

A .- Revestimentos soldados de aço inox austenítico ao Co

a) Sobre os mecanismos de resistência

Nos revestimentos soldados, as observações foram concentradas no comportamento de consumíveis que depositam aço inox austenítico ao Co, apresentando as seguintes conclusões sobre esse material:

- 1) A resistência à erosão por cavitação mostrou ser sensível às variações na composição química (Co, Mn, Si) que alteram a estabilidade da austenita, as transformações de fases (α' e ϵ) e as temperaturas de transformação martensítica M_s e M_d .

- 2) O aumento de estabilidade da austenita, provavelmente, leva, durante o ensaio, a um maior refinamento microestrutural, em função da maclação da matriz e das transformações de fase $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$, que resultam fundamentalmente no aumento do período de incubação.
- 3) O menor tamanho de grão aumenta a resistência à cavitação através da maior capacidade de encruamento da superfície exposta, demorando, dessa forma, tanto o destacamento do material (aumento do período de incubação), como diminuindo a taxa de erosão em regime permanente.
- 4) A dureza e a espessura da camada encruada - a qual controla a taxa de erosão em regime permanente - aumentam na medida em que diminui o tamanho de grão, e, conseqüentemente, aumenta a resistência à cavitação.
- 5) A presença de carbonetos em contorno de grão altera a conduta de encruamento da superfície exposta, atuando em detrimento da resistência à cavitação. Aparentemente, a diferente rigidez entre a matriz e carboneto leva à erosão antecipada na região do contorno de grão, conduzindo a tempos curtos de incubação e elevada perda de massa.

b) Efeitos do processo / procedimentos de soldagem

O processo / procedimento de soldagem afeta a qualidade do revestimento através da diluição, tamanho de grão, homogeneidade química do cordão e defeitos (porosidade). Através de sua otimização consegue-se um aumento do período de incubação até 20 hs e uma queda na taxa de erosão no regime permanente de 0,7 a 0,4 mg/h.

- 1) A diminuição da diluição no cordão de solda, conseguida pelo emprego do processo MIG, conduz a revestimentos com bom comportamento à cavitação a partir da segunda camada, sendo que os revestimentos aplicados com eletrodo revestido atingem este desempenho a partir da terceira camada.
 - 2) O menor aporte térmico do processo MIG pulsado produz refinamento do tamanho de grão do revestimento, conduzindo ao aumento da resistência à cavitação.
 - 3) A utilização de tecimento melhora o comportamento à cavitação, devido à maior homogeneidade química / estrutural no cordão de solda. O efeito traduz-se em um aumento do período de incubação (20 hs), promovendo assim queda na perda de material.
 - 4) A porosidade no revestimento atua em detrimento da resistência à cavitação, reduzindo e até suprimindo o período de incubação. Os contornos dos poros e riscos de lixas atuam como concentradores de tensões, conduzindo a uma rápida perda de material uma vez iniciado o ensaio.
-

c) Efeito da refusão por TIG e tratamentos mecânicos e térmicos

Os tratamentos superficiais produziram alterações na resistência à cavitação dos revestimentos soldados:

- 1) A refusão por TIG resultou ser eficaz, conseguindo-se revestimentos com melhor planicidade e resistência à cativação. Houve aumento do período de incubação (21 hs) e diminuição da taxa de erosão em regime permanente (0,26 mg/h) introduzidos pelo refinamento do grão numa camada entre 1,5 a 2,0 mm de espessura, formada pelo rápido resfriamento na refusão com baixo aporte térmico.

- 2) A resistência à cavitação pode ser melhorada através de elevada pré-deformação da superfície ($> 20\%$), conduzindo a um substancial aumento da dureza. A superfície exposta, com um elevado volume de martensita ε , transforma rapidamente a martensita α' durante o ensaio, produzindo assim um refino da microestrutura.

B.- Revestimentos aspergidos

A resistência à erosão por cavitação dos revestimentos aplicados por aspersão, ASP e HVOF é limitada por poros, microtrincas e óxidos que reduzem a coesão interna da camada. Portanto, materiais maciços reconhecidamente resistentes à cavitação apresentam péssimo desempenho quando depositados por ASP, principalmente como consequência da baixa coesão interlamelar.

Por outro lado, a aspersão de materiais com processos que imprimem elevada velocidade às partículas, especificamente o sistema DJ 2600 (HVOF), permite reduzir consideravelmente a taxa de erosão através de uma maior densificação e menor teor de óxidos das camadas. Os revestimentos dos materiais aspergidos pelo processo HVOF (ASI 316, Steellite 6 e MCrAlY) exibem uma resistência à cavitação similar ou superior ao material maciço 316 L.

Portanto, a boa qualidade das camadas de Steellite 6 e MCrAlY aspergidas por HVOF permite recomendar esses revestimentos para proteger componentes sujeitos à cavitação de menor intensidade.

7.3.- Recomendações

O emprego do arame tubular com aço inox austenítico ao Co ainda não traz nenhuma melhora, pois o fluxo necessário à soldagem acaba sendo prejudicial na aspersão térmica, uma vez que os tempos de processo, no caso da aspersão, seriam demasiadamente curtos, impedindo uma completa dissolução. Em função disso, recomenda-se:

- a) Fabricação de arame para aspersão por ASP.
 - b) Fabricação de pó para a deposição através do HVOF convencional ou novo processo CGDM (Cold Gas Dynamic Method). Este último processo permite a deposição de material a elevadas velocidades e baixa temperatura, produzindo menor teor de óxidos que o processo HVOF [Mc Cune et al, 1995].
-

8.- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ADAMSKI, A. and Mc PHERSON. 1986. " Cavitation erosion of thermally sprayed coatings". 2nd Int. Conf. Science Hard Mater. Rhodes.
- ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARDS - G32. 1992. "Standard Test Method for cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus". Annual Book of ASTM Standard, p 97-110
- ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARDS - E 112. 1974. "Estimating the average grain size of metals". Philadelphia , p 207 - 243
- ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARD – G40. 1977. "Standard Terminology to erosion and Wear
- AHMED, S. M., K. HOKKIRIGAWA, R. OBA and Y. MATSUDARIA. 1990. " Developing Stages of Ultrasonically Produced cavitation Erosion and Corresponding surface Roughness". JSME . Series II, Vol. 33, N°1.
- AHMED, S. M., K. HOKKIRIGAWA, R. OBA and K. KIKUCHI. 1991. "SEM observation of the Vibratory Cavitation-Fracture Mode during the incubation Period and the Small Roughness Effect". JSME. Series II, vol 34, N°3.
- AKHTAR, A. 1982. "Plasma Sprayed Coatings for cavitation Protection in Hydraulic Turbines". Materials Performance. pp 15-18.
- AKHTAR, A. 1985. "Field welding of stainless steel hydraulic turbines". Water Power & Dam Construction, p21-25.
- ALBERTAZI, A e J. DUTRA. 1996. "Projeto sobre Sistema automatizado para recuperação de Rotores de Turbinas Hidráulicas de Grande Porte". UFSC. Florianópolis.

- ANTONY, K. C. 1983. "Wear – Resistant Cobalt – Based Alloy". *Journal of Metals*, p.52
- BALLARD, W. E.. 1963. "Metal Spraying and the Flame deposition of Ceramics and plastics". 4ª edição. Charles Griffin 1963, cap. 5. Londres
- BARRA, S. R.. 1998. "Influência dos procedimentos de soldagem sobre a resistência à cavitação de depósitos obtidos com a utilização de arames tubulares de aços inoxidáveis austeníticos ligados ao Cobalto". Dissertação de Mestrado / UFSC– Florianópolis – SC.
- BERTHAL, R. und H. TRISTL. 1998. "Schweißtechnische Instandsetzung von Kaplan-turbinen in Wasserkraftwerken". DVS-Berichte Band 65.
- BORBEK, K. D. 1990. "Market survey of Thermal Spraying". *Welding and Cutting*, p. E118-E119. Aug.
- BOY, J. H., A. KUMAR, P. MARCH, P. WILLIS and H. HERMAN. 1997. "Cavitation- and Erosion-Resistance Thermal Spray Coatings". US Army Construction Engineering Research Laboratories (USACERL). Technical Report.
- BRITTON, C. R. 1988. "Flame Spraying with Aluminium and Aluminium Alloys.". *Aluminium Industry*. V. 7, n.10, 39. December
- BOCCANERA, L. , A. BUSCHINELLI E C. MARQUEZE. 1997. "Influência do acabamento e porosidade superficial na resistência à erosão por cavitação de revestimentos soldados". Relatório Técnico. Centrais Elétricas do Sul (ELETROSUL) – Florianópolis - SC
- FOLKHARD E. 1984. "Welding Metallurgy of Stainless Steels". Springer – Verlag / Wien
- CD. 1987-1995. "Joint Committee on Powder Diffraction Standards – International Centre for Diffraction Data (JCPDS-ICDD)". Version 2.16, newtonSquare, PA 19073, USA

- DIN 4768. 1990. "Ermittlung der Rauheitskenngrößen Ra, Rz, Rmax mit elektrischen Tastschnittgeräten". DK 62-408.8 : 621.9.05. Deutsche Norm.
- DUBÉ, D., M. FISET, R. LALIBERTÉ and R. SSIMONEAU. 1996. "Cavitation resistance improvement of IRECA steel via laser processing". Materials Letters 28. 93 -99.
- DUTRA, J e E. TEICHMAN. 1996. "Procedimentos de soldagem manual em diferentes posições-fases 1, 2, 3 e 4". Relatório técnico para ELETROSUL. LabSolda - UFSC.
- ELETROSUL. 1996. "Informe do departamento de Engenharia de Manutenção - DEM". Florianópolis - SC.
- GÜLICH, J. F. 1987. "Calculation of metal loss under attack of erosion-corrosion or cavitation erosion". Advances in Material Technology for Fossil Power Plants. Chicago, Proceedings, p 605-612.
- GÜLICH, J. F. 1997. "Möglichkeiten und Grenzen der Vorausberechnung von Kavitationsschäden in Kreiselpumpen". Springer-Verlag. Forsch Ingenieurwes 63, p27-39
- GDYNIA-ZYLLA, I. M. D. 1991. "Gefügeoptimierung von metastabilen austenitischen Cr-Mn-Stählen zur Erhöhung der Kavitationsbeständigkeit durch verformungs-induzierte martensitische Umwandlung". VDI Verlag Nr. 217.
- HEATHCOCK, C. J., B.E. PROTHEROE and A. BALL. 1982. "Cavitation Erosion of Stainless Steels". Wear. 81 N°2, 311-327.
- HEROLD, H., G. NEUBERT, M. ZINKE, U. DILTHEY und A. BORNER. 1996. "Untersuchungen zum Metall-Schutzgasschweißen mit Impulslichtbogen an hochlegierten Stählen". Schweißen & Schneiden. 48, Heft 9. 706-715.
- HULL, F. C. 1973. "Delta Ferrite and Martensite Formation in Stainless Steels". Welding Research Supplement. 193-s - 203-s.

- HÜME, H e J. M. A. REBELLO. 1991. "Resistência à cavitação de Recobrimentos soldados". Soldagem & Materiais, 3(2).
- I'ANSON, K et al. 1991. "Use of the Shot Peening Process for surface Modification of Thermal Sprayed Coatings". Proceedings of the Fourth national Thermal Spray Conference, p. 143-145. Pittsburg, PA. May
- JOSEPH, N., R. SPRIGGS, W. SHUM, J. B. C. WU and M. BERGER. 1991. "Weld overlaying with a Cavitation-Resistant alloy". Waterpower Conference.
- KARIMI, A and J. L. MARTIN. 1986. "Cavitation erosion of Materials". International Metals Reviews. V 31, N 1, p 1-26.
- KREYE, H. 1990. "State of Development and Prospects of High – Velocity Flame Spray". Welding and Cutting. P. E119-E124. Aug.
- KREYE, H.. 1997. "Vergleich der HVOF–Systeme-Werkstoffverhalten und Schichteigenschaften ". Universität der Bundeswehr-Hamburg - Alemanha
- KREYE, H., R. SCHWETZKE, S. ZIMMERMAN und W. KRÖMMER. 1997 "Schichteigenschaften". DVS 175. s 95 - 98.
- KREYE, H., R. SCHWETZKE, A. BUSCHINELLI e L. BOCCANERA. 1998. " Cavitation Erosion Resistant Coatings Produced by Thermal spraying and by Weld Cladding". ITSC. Nice - France. 25-29.
- KRESPI, R. P. 1993. "Thermal Spray: Coatings applications in the Chemical Process Industries". Published for the material Technology Institute of the Chemical Process Industries, Inc. by NACE International. Chapter 2, 8p
- KRIENBUEHL, P. K. and K. WIDMER. 1974. "Corrosion protection by arc sprayed aluminium: new developments". Swiss Aluminium Ltda. P. 436-442. Switzerland.
- LIZAK, L. I. 1972. "Fiz. Met. Metall., 6, pgs. 99 - 101.

- LOUIS H., T. WEHLAGE, A. YABUKI. 1992. "Evaluation and Prediction of Surface Roughness due to Cavitation Erosion". *Schweissen & Schneiden*. 234-237.
- RAYLEIGH, L. 1917. "On the pressure developed in a liquid during the collapse of a spherical cavity. *Philosophical Magazine (VI)*, vol. 34, pgs. 94-98
- LYTTLE, K. A. 1983. "GMAW-a Versatile Process on the Move". *Welding Journal*. 15-23.
- MARANTZ, D. R. and K. A KOWALS. 1991. "Wire arc Plasma: a new Conterder in Metal Spraying". *Welding journal*, p. 40-45. Aug.
- Mc CUNE, R.C., A. N. PAYRIM, J. N. HALL, W. L. RIYYS and P. H. CHAJOCHOWSKI. 1995. "An exploration of the Cold Gas Spray Method for several Material Systems". *Proceedings 8th. NYS*. 11-15 Setember. Houston.
- NISHIYAMA, Z.. 1978. " Martensitic transformation". Academic Press.
- PETZKOW, G.. 1978. "Metallographic Etching". ASM.
- PICKERING, F. B. 1972. "Phisical Metallurgy and the design of Steels". Department of Metallurgy, Sheffield City Polytechnic, Sheffield, England. Applied Science Publishers LTD. London.
- POHL, M und M. FEYER. 1995. "Prüfung von Schichtverbunden durch Kavitation". *Dünne Schichten*. 72-74.
- POHL, M. 1996. "Cavitation Erosion". *Prakt. Metallogr*. 33. pp.: 168 – 187.
- PROCOPIAK, L. A J. 1995. "Resistência à cavitação de três Revestimentos Soldados". *Dissertação de Mestrado. UFSC. Florianópolis - SC*
- RAO, B.C.S., N.S.L. RAO and P.V. RAO. 1977. "The Role of incubation period in cavitation erosion". *Water Power & Dam Construction*.
- RAO, B.C.S. and P. K. KANDASAMI P. K.. 1972. "Cavitation damage and material properties". *JE(I) Journal CI*, vol. 52, Março, pp. :178-180

- RAO, A S. and D. Kung. 1987. "Metallic Overlay Materials for the optimum cavitation Performance of Hydraulic Turbines". Report for the Canadian Electrical Association.
- REED, R. P.. 1988. "Austenitic Stainless Steels with emphasis on Strength at Low Temperatures". Fracture and Deformation Division. National Bureau of Standards. Alloying.
- RICHMAN, R. H. and W. P. Mc NAUGHTON. 1990. "Correlation of Cavitation erosion behavior with mechanical properties of metals". 63-82. Wear, 140.
- RÓTHIG, J., H. KECKE, R. REITER und U. DRAUGELATES. 1997. "Eisenhartstoffbeschichtungen mit metaestabiler Eisen-Mangan-Matrix". Schweißen & Schneiden. 49, Helf 4. 220- 224.
- SAGE, M and Ch. GUILLAUD. 1950. "Méthode d'analyse quantitative des allotropiques du cobalt par les rayons X. Revue de metall., XLVII, 2, pgs. 139 - 145.
- SCHNEIDER, Ch. 1998. "Erosion und Erosionsschutz". Voith Hydro. Hydro-Experten-Tagun. S. 6-3; 6-8.
- SCHRAMM, R. E. and R. P. REED.. 1975. "Stacking Fault Energies of Seven Commercial Austenitic Stainless Steels". Metall. Trans., Vol 6A. 1345-1351.
- SELF, J. , MATLOCK D. K. and OLSON D. L.. 1984. "An evolution of austenitic Fe-Mn-Ni weld metal for dissimilar metal welding". Welding Journal. 282s - 288s. 1984.
- SCHWETZKE, R. and H. KREYE. 1996. "Cavitation Erosion of HVOF Coatings". Thermal Spray: Practical Solutions for Engineering Problems, ed. by C.C. Berndt, ASM International, Materials Park, OH, pp 153-158.
- SIMONEAU, R., LAMBERT P., SIMONEAU M., DICKSON J. I., and L'ESPERANCE G. L.. 1987. "Cavitation Erosion and Deformation Mechanisms of Ni and Co Austenitic Stainless Steels". IREQ.

- SIMONEAU, R and Y. MOSSOBA. "Field experience with ultra-high cavitation resistance alloys in Francis Turbines". IAHR Symposium, Trondheim
- SIMONEAU, R., 1991. "Vibratory, jet and hydroturbine cavitation erosion" ASME Fluids Conf., Juni . Portland . USA
- SOARES, G.F.W., N. C. de SOUZA, E. DALLEDONE e L. A. SALËH AMADO. 1994a. "Resistência à erosão por cavitação de recobrimentos soldados". ABM, São Paulo.
- SOARES, G.F.W., N. C. de SOUZA, J. S. BUARQUE e L. A. SALËH AMADO. 1994b. "Avaliação da eficácia do Shot peening e de revestimentos não soldados contra a erosão por cavitação em turbinas hidráulicas". VIII EBRATS 94-SP. Brasil.
- STERN, K. H. 1996. "Metallurgical and Ceramic Protective Coatings". Published by chapman & Hall, 2-6 Boudary Row, Chapter 10, 271p, London
- THIRUVENGADAM, A and S. WARING. 1964. "Mechanical properties of metais and their cavitation damage resistance". Hydronautics. Juni, pp.: 233-235
- THORPE, M. L. 1984. "Recent Advances in arc Coatings Technology and Equipment". ASM, p.91-100. Californi. Nov.
- THORPE, M. L. 1993. "Thermal Spray". Advanced Materials & Processes, p. 50-61. May
- VILLANI MARQUES, P. e R. E. TREVISAM. 1997a. "Performance of Flame Thermal sprayed coatings on the protection against cavitation erosion". International Conference AMPT'97. July. Portugal .
- VILLANI MARQUES, P. e R. E. TREVISAM. 1997b. "Revestimentos por Aspersão térmica a chama na prevenção do dano por cavitação". XXIII ENTS- São Paulo- Brasil, pp:239250

- VYAS, B and C. M. PREECE. 1977 "Cavitation Erosion of Face Centered Cubic Metals". Metallurgical Transactions A, vol. 8A
- WOODFORD, D. A. 1972. "Cavitation-Erosion-Induced Phase transformation" Metallurgical Transactions. Vol. 3, 1137-1145.
- ZIMMERMANN, S. 1997. "Hochgeschwindigkeits-Flammspritzen von Molibdän-Charakterisierung des Spritzprozesses und der Schichteigenschaften. VDI, Reihe 5. Nr. 488